

MARCELO SILVEIRA ANJOS

***DESENVOLVIMENTO E AVALIAÇÃO DE AÇOS
PARA FINS ELÉTRICOS TOTALMENTE PROCESSADOS
EM RECOZIMENTO EM CAIXA***

FLORIANÓPOLIS

2010

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA
CATARINA**

**PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA ELÉTRICA**

**DESENVOLVIMENTO E AVALIAÇÃO DE AÇOS
PARA FINS ELÉTRICOS TOTALMENTE PROCESSADOS
EM RECOZIMENTO EM CAIXA**

Dissertação submetida à
Universidade Federal de Santa Catarina
como parte dos requisitos para a
obtenção do grau de Mestre em Engenharia Elétrica.

MARCELO SILVEIRA ANJOS

Florianópolis, Julho de 2010.

**DESENVOLVIMENTO E AVALIAÇÃO DE AÇOS
PARA FINS ELÉTRICOS TOTALMENTE PROCESSADOS
EM RECOZIMENTO EM CAIXA**

Marcelo Silveira Anjos

’Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia Elétrica, Área de Concentração em
Eletromagnetismo e Dispositivos Eletromagnéticos, e aprovada em sua
forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica da
Universidade Federal de Santa Catarina.’

Prof. Nelson Jhoe Batistela, Dr.
Orientador

Prof. Roberto de Souza Salgado, Dr.
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Elétrica

Banca Examinadora:

Prof. Nelson Jhoe Batistela, Dr.
Presidente

Fabiano José Fabri Miranda, Dr.
Co-orientador

Prof. Paulo Antonio Pereira Wendhausen, Dr.

Nelson Sadowski, Dr.

Patrick Kuo-Peng, Dr.

*Agradeço aos meus pais pelo amor e ensinamentos dados,
aos meus irmãos pelo carinho e alegria do dia a dia
e aos amigos pela amizade e companheirismo.*

Agradecimentos

Dedico meus sinceros agradecimentos:

- À empresa ArcelorMittal Vega, pela oportunidade de realizar este trabalho;
- Ao professor Dr. Nelson Jhoe Batista, pela orientação acadêmica desde a minha graduação até a conclusão deste mestrado;
- Ao meu coorientador, Dr. Fabiano José Fabri Miranda, pela oportunidade de dissertar sobre este tema e por toda atenção dada;
- Ao engenheiro José Francisco da Silva Filho, pelos conselhos e contribuições no desenvolvimento desta dissertação e, também, para com o meu desenvolvimento pessoal;
- Ao engenheiro Maurício Rigoni, pelas incontáveis ajudas e pela calorosa amizade;
- À engenheira Gabriela Gomes de Oliveira, pela amizade e correção textual da dissertação;
- À engenheira Carolina Cesconetto Silveira, pelas informações sobre aços para fins elétricos produzidos pela ArcelorMittal Inox;
- Ao Grupo de Concepção e Análise de Dispositivos Eletromagnéticos - GRUCAD, na pessoa do aluno Vinicius Ribeiro Niedzwiecki, pelos ensaios eletromagnéticos;
- À empresa Kcel Motores e Fios Ltda., na pessoa do engenheiro Marcos José Susin, pelo recozimento final das amostras de aço e informações fornecidas;
- À equipe do laboratório central da ArcelorMittal Vega, pelos ensaios mecânicos, químicos e metalográficos;
- Aos colegas de trabalho Claudeir Carvalho Silveira, Eduardo Fortes de Souza, Juliovany Drumond e Silvio Correa, por todo apoio.

Resumo da Dissertação apresentada à UFSC como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Elétrica.

DESENVOLVIMENTO E AVALIAÇÃO DE AÇOS PARA FINS ELÉTRICOS TOTALMENTE PROCESSADOS EM RECOZIMENTO EM CAIXA

Marcelo Silveira Anjos

Julho/2010

Orientador: Prof. Nelson Jhoe Batistela, Dr.

Área de Concentração: Eletromagnetismo e Dispositivos Eletromagnéticos.

Palavras-Chaves: Aços para Fins Elétricos, perdas magnéticas, permeabilidade magnética, propriedades mecânicas, recozimento em caixa, laminador de encruamento, tratamento térmico.

Número de Páginas: 96.

Aços para fins elétricos apresentam-se como um produto economicamente importante dentro do mercado de aços, tendo sua demanda crescente ao longo dos anos. Dentro deste mercado, soluções de custo e qualidade são mandatórias para que as indústrias siderúrgicas se mantenham competitivas. Neste contexto, esta dissertação se propôs a desenvolver aços elétricos totalmente processados em recozimento em caixa, como solução de custo para os consumidores de aços elétricos. Paralelamente, foram produzidos aços elétricos semi processados para atender as demandas do mercado de aços semi processados e, principalmente, para servir de comparação com os aços totalmente processados. Este estudo foi conduzido com dois aços para fins elétricos: aço baixo carbono e o aço ultra baixo carbono. Ambos os aços foram processados de forma similar nos processos entre o lingotamento contínuo e a laminação a frio, sofrendo diferenciações em processo no recozimento em caixa e no laminador de encruamento. Retiraram-se amostras nos produtos gerados após a laminação a frio e a laminação de encruamento, tendo a metade destas amostras sido processadas no recozimento térmico final. Ensaios eletromecânicos e suas respectivas análises foram realizados nas amostras a fim de estudar o efeito de alguns dos parâmetros do processo siderúrgico sobre as propriedades eletromecânicas desses materiais. Os resultados obtidos mostraram que o aço Baixo Carbono não é indicado para a utilização como aço totalmente processado devido à alta perda magnética e à baixa permeabilidade magnética. Esse mesmo aço como semi processado obteve seu melhor resultado de perda magnética igual a 7W/kg com uma permeabilidade magnética relativa de 2151 à 60Hz e 1,5T. O melhor resultado obtido no estudo foi para o aço Ultra Baixo Carbono semi processado, com uma perda magnética de 5 W/kg e uma permeabilidade magnética relativa 2973 à 60Hz e 1,5T. Para este mesmo aço, como totalmente processado, o melhor resultado obtido foi para perda magnética de 9 W/kg e de 1626 de permeabilidade magnética relativa (60Hz e 1,5T). Indicam-se também soluções para melhorar o desempenho do aço Ultra Baixo Carbono totalmente processado para torná-lo competitivo no mercado.

Abstract of Dissertation presented to UFSC as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Electrical Engineering.

DEVELOPMENT AND EVALUATION OF FULLY PROCESSED ELECTRICAL STEEL IN BATCH ANNEALING

Marcelo Silveira Anjos

July/2010

Advisor: Prof. Nelson Jhoe Batistela, Dr.

Area of Concentration: Electromagnetism and Electromagnetic Devices.

Keywords: Electrical steel, magnetic losses, magnetic permeability, mechanical properties, batch annealing, skin pass mill, thermal treatment.

Number of pages: 96.

Electrical steels are an economically important product in the steel market, having its demands growing over the recent years. In this market, cost and quality solutions are mandatory for the steel industries remain competitive. In this context, this dissertation aims to develop fully processed electrical steels in a batch annealing furnace as cost solution for consumers of electrical steels. In parallel, were produced semi processed electrical steels to meet the demands of semi processed steels market and, mainly, to serve as a comparison with the fully processed steels. This study was conducted with two electrical steels: low carbon steel and ultra low carbon steel. Both steels were processed similarly in the process between the continuous casting and cold rolling, having differentiations in batch annealing and skin pass mill process. Samples were taken in the products generated after the cold rolling and skin pass mill. Half of these samples were processed at the final thermal annealing. Electromechanical tests were conducted on samples to study the effect of process parameters on the electromechanical properties of the material. The results showed that the Low Carbon steel is not indicated for use as a fully processed steel due to high magnetic loss and low magnetic permeability. This same steel used as semi processed steel had its best result of magnetic loss equal to 7W/kg with a relative magnetic permeability of 2151 at 60 Hz and 1.5 T. The best result was obtained for the Ultra Low Carbon steel as semi processed steel, with a magnetic loss of 5 W / kg and a relative magnetic permeability of 2973 at 60 Hz and 1.5 T. For the same steel as fully processed, the best result was obtained for magnetic loss of 9 W / kg and 1626 relative magnetic permeability (60 Hz and 1.5 T). Solutions were indicated to improve the performance of the Ultra Low Carbon steel, as fully processed, to make it more competitive in the market.

Sumário

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Introdução	p. 14
Justificativa e Motivação	p. 14
Objetivos	p. 15
Organização da Dissertação	p. 16
1 Conceitos e Definições do Eletromagnetismo	p. 17
1.1 Equações de Maxwell	p. 17
1.2 Dispositivos Eletromagnéticos	p. 19
1.3 Magnetização de Materiais Ferromagnéticos	p. 22
1.3.1 Laço de Histerese	p. 23
1.4 Perdas Eletromagnéticas	p. 25
1.4.1 Perda no Condutor	p. 25
1.4.2 Perda por Histerese	p. 26
1.4.3 Perda por Correntes Induzidas de Foucault	p. 27
1.4.4 Perdas Excedentes	p. 28
1.4.5 Medição das Perdas no Ferro	p. 29
2 Influência das Variáveis Metalúrgicas nas Propriedades Eletromecânicas do Material	p. 32
2.1 Processamento e Produção de Aços	p. 32

2.1.1	Recozimento em Caixa, Contínuo e Tratamento Térmico Final	p. 34
2.2	Microestrutura do Material	p. 37
2.2.1	Fases dos Aços Ultra Baixo Carbono e Baixo Carbono	p. 38
2.2.2	Tamanho de Grão	p. 43
2.2.3	Orientação Cristalográfica	p. 45
2.3	Influência do Processo Construtivo dos Núcleos do Motor nas Perdas Elétricas	p. 48
3	Metodologia de Testes e Caracterização Eletromecânica dos materiais	p. 50
3.1	Materiais	p. 50
3.2	Parâmetros de Processo	p. 51
3.3	Ensaaios	p. 53
3.3.1	Ensaaios Mecânicos	p. 53
3.3.2	Análise Metalográfica e MEV	p. 55
3.3.3	Ensaio Eletromagnético	p. 55
4	Caracterização dos Materiais: Resultados e Discussões	p. 57
4.1	Análise das Características Mecânicas	p. 57
4.1.1	Caracterização Mecânica do Material <i>Full-Hard</i>	p. 57
4.1.2	Relação Elástica	p. 59
4.1.3	Alongamento	p. 60
4.1.4	Dureza	p. 61
4.1.5	Considerações sobre a Avaliação das Propriedades Mecânicas	p. 62
4.2	Formação de Precipitados	p. 63
4.3	Tamanho de Grão	p. 65
4.3.1	Tamanho de Grão sem Tratamento Térmico Final	p. 65
4.3.2	Tamanho de Grão Após o Tratamento Térmico Final	p. 66
4.3.3	Tratamento Térmico e Crescimento de Grão no Material <i>Full-Hard</i> .	p. 68

4.4	Uma Análise Inicial da Camada de Óxido	p. 69
4.5	Propriedades Eletromagnéticas dos Aços	p. 70
4.5.1	Perdas e Permeabilidade sem Tratamento Final	p. 71
4.5.2	Perdas e Permeabilidade com Tratamento Final	p. 73
4.5.3	Caracterização Eletromagnética do Material <i>Full-Hard</i> Antes e Após o Tratamento Térmico Final	p. 77
4.5.4	Considerações sobre os Resultados Eletromagnéticos	p. 79
	Considerações Finais	p. 83
	Referências Bibliográficas	p. 86
	Apêndice A – Análise Metalográfica Sem Tratamento Térmico	p. 91
	Apêndice B – Análise Metalográfica Após Tratamento Térmico	p. 93

Lista de Figuras

1.1	Circuito magnético com entreferro alimentado por uma corrente elétrica i percorrendo uma bobina com N espiras.	p. 20
1.2	Saturação magnética em um circuito magnético.	p. 23
1.3	Evolução dos domínios magnéticos ao longo da curva de magnetização [8]. . .	p. 24
1.4	Ciclo de histerese.	p. 24
1.5	Laços BH para diferentes valores de indução máxima. Ensaio realizado em um aço carbono comum.	p. 26
1.6	Esquemático do comportamento das correntes induzidas.	p. 27
1.7	Esquema do quadro de Epstein.	p. 30
2.1	Etapas de processamento dos aços desde a matéria prima à bobina laminada a quente. Fonte: Cedido pela ArcelorMittal Tubarão.	p. 33
2.2	Etapas de processamento dos aços desde a bobina a quente à bobina laminada a frio. Fonte: Cedido pela ArcelorMittal Vega.	p. 34
2.3	Processos de recozimento de bobinas laminadas a frio [20].	p. 36
2.4	Diagrama $Fe - Fe_3C$ [21].	p. 38
2.5	Efeito do teor de silício nas perdas totais de aços UBC para induções de 1,0 e 1,5T [31].	p. 41
2.6	Perdas por histerese (P_h), excedente (P_e) e total (P_t) em função do tamanho de grão (g) para 4 tipos de amostras de aço baixo carbono 3%Si [40]. As linhas tracejadas representam as equações que melhor se adequam aos dados.	p. 44
2.7	Perdas por histerese (W_h), dinâmicas (W_e) e totais (W_t) em função do tamanho de grão para ensaios a 15 e 700Hz [41].	p. 45
2.8	Célula unitária cúbica de corpo centrado [21].	p. 46

2.9	Curvas de magnetização de um cristal de ferro (em vermelho) e de níquel (em azul) nas direções [100], [110] e [111] [21].	p. 46
2.10	Orientação cristalográfica desejada em aços para fins elétricos de grão orientado [21].	p. 47
2.11	Esquema do caminho alternativo para correntes induzidas em um núcleo formado com lâminas de aço com a presença de rebarba.	p. 49
3.1	Esquema de processamento e amostragem dos aços em estudo.	p. 51
3.2	Curva tensão-deformação do aço BC com 3% de alongamento no laminador de encruamento recozido com ciclo CR1 , obtido com a máquina de tração Instron [57].	p. 54
3.3	Foto da bancada para caracterização de materiais ferromagnéticos - Brockhauss	p. 56
4.1	Efeito da laminação a frio sobre a ductilidade dos metais representada pelo alongamento do material [21].	p. 58
4.2	Relação Elástica em função do alongamento provocado pelo SPM.	p. 59
4.3	Influência do alongamento provocado pelo SPM nos limites de (a) escoamento e (b) resistência.	p. 60
4.4	Alongamento em função do encruamento provocado pelo SPM.	p. 61
4.5	Dureza em função do encruamento provocado pelo SPM.	p. 61
4.6	Efeito do encruamento sobre as propriedades mecânicas do ensaio de tração [67].	p. 62
4.7	Formação de cementita (Fe_3C) nos aços BC e UBC processados com ciclo CR3 e encruamento de 3% com e sem tratamento térmico final. Aumento de 200x.	p. 64
4.8	Tamanho de grão antes do tratamento térmico final dos aços BC e UBC	p. 65
4.9	Análise metalográfica do tamanho de grão antes do tratamento térmico final. Aumento de 200x.	p. 66
4.10	Tamanho de grão dos aços BC e UBC após o tratamento térmico final. . . .	p. 67
4.11	Análise metalográfica do tamanho de grão após tratamento térmico final para o aço ultra baixo carbono recozido com ciclo CR1 . Aumento de 100x. . . .	p. 68

4.12	Metalografia dos materiais no estado <i>Full-Hard</i> (a-b) não tratado e (c-d) tratado.	p. 69
4.13	Foto em MEV das amostras com ciclo CR2 e 3% de redução. Aumento de 5000x.	p. 70
4.14	Perdas totais a 1,5T e 60Hz das amostras sem tratamento térmico final.	p. 71
4.15	Influência do alongamento provocado pelo SPM nas perdas (a) por histerese e (b) dinâmicas a 1,5T e 60Hz, sem tratamento térmico final.	p. 72
4.16	Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz.	p. 73
4.17	Perdas totais a 1,5T e 60Hz das amostras com tratamento térmico final.	p. 73
4.18	Influência do alongamento provocado pelo SPM nas perdas (a) por histerese e (b) dinâmicas a 1,5T e 60Hz, com tratamento térmico final.	p. 74
4.19	Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz com tratamento térmico.	p. 76
A.1	Análise metalográfica de tamanho de grão para o aço baixo carbono com ciclo CR3 . Tamanho de grão 10,6 ASTM	p. 91
A.2	Análise metalográfica de tamanho de grão para o aço ultra baixo carbono com ciclo CR3 . Tamanho de grão 10,1 ASTM.	p. 92
B.1	Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços sem encruamento. Aumento de 100x.	p. 93
B.2	Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 1% de encruamento. Aumento de 100x.	p. 94
B.3	Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 2% de encruamento. Aumento de 100x.	p. 95
B.4	Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 3% de encruamento. Aumento de 100x.	p. 96

Lista de Tabelas

3.1	Composição química dos aços baixo carbono (BC) e ultra baixo carbono (UBC).	p. 50
3.2	Parâmetros dos processos de laminação a quente e laminação a frio.	p. 52
3.3	Ciclos térmicos utilizados no recozimento em caixa para os aços BC e UBC	p. 52
4.1	Resultados mecânicos dos aços baixo carbono e ultra baixo carbono no estado <i>Full-Hard</i>	p. 58
4.2	Resultados típicos de dois aços para fins elétricos [68].	p. 63
4.3	Resultados do aço UBC-CR1 sem encruamento e com 3% de encruamento.	p. 63
4.4	Teor de carbono e cementita (Fe_3C) antes e após o tratamento térmico final para os aços BC e UBC	p. 64
4.5	Composição química via EDS da camada de óxido dos aços BC e UBC	p. 70
4.6	Tamanho de grão (TG) e perdas por histerese (P_h) das amostras do aço BC sem encruamento antes e após o tratamento térmico final (TT).	p. 75
4.7	Tamanho de grão (TG) e perdas por histerese (P_h) das amostras do aço UBC sem encruamento antes e após o tratamento térmico final (TT).	p. 75
4.8	Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz ($\mu_{1,5T/60Hz}$) dos aços sem encruamento, antes e após o tratamento térmico final.	p. 77
4.9	Propriedades magnéticas das amostras dos materiais <i>Full-Hard</i> antes e após o tratamento térmico final.	p. 77
4.10	Comparação entre os materiais <i>Full-Hard</i> tratados e as amostras UBC-CR1 e BC-CR1 sem encruamento, com e sem tratamento térmico final.	p. 78
4.11	Relação de aços para fins elétricos (e suas propriedades eletromagnéticas), produzidos pela indústria siderúrgica brasileira, apresentada por Landgraf [7].	p. 80
4.12	Resultados obtidos com os aços UBC	p. 80

Introdução

Esta dissertação de mestrado trata do desenvolvimento e avaliação de duas concepções de aços para fins elétricos de grão não orientado visando atender a indústria de máquinas elétricas com aços possuindo uma satisfatória relação custo/benefício. Para tanto, houve a participação das empresas ArcelorMittal Vega e ArcelorMittal Tubarão, responsáveis pela produção dos aços e realização dos ensaios mecânicos, KCEL Motores e Fios, responsável pelo tratamento térmico final do produto, e do Grupo de Concepção e Análise de Dispositivos Eletromagnéticos (GRU-CAD), responsável pelos ensaios eletromagnéticos do material.

A revisão bibliográfica apresentada neste trabalho retoma assuntos bastante comentados na literatura das áreas de eletromagnetismo e materiais metálicos por se tratar de um tema destinado a profissionais de uma destas duas áreas. Desta forma, espera-se que profissionais dos ramos siderúrgico e de dispositivos eletromagnéticos possam utilizar este estudo para compreender melhor a relação existente entre os processos siderúrgicos, as grandezas eletromagnéticas e os dispositivos eletromagnéticos.

Justificativa e Motivação

A constante preocupação com os recursos naturais e com a capacidade energética dos países fomenta leis e regulamentos que têm como objetivo reduzir o desperdício energético nos processos de utilização da energia elétrica. Assim, faz-se necessário o aumento da eficiência energética dos equipamentos e dispositivos eletromagnéticos utilizados pela indústria e pelos pequenos consumidores. Aços para fins elétricos são de suma importância na conversão eletromecânica de energia, através dos geradores e motores elétricos, e na transmissão de energia elétrica, utilizando-se transformadores elétricos, por sua capacidade de amplificar um campo magnético externo imposto. Estes aços devem ter certas qualidades para serem reduzidas as perdas energéticas provenientes dos diversos fenômenos físicos envolvidos na operação dos equipamentos eletromagnéticos.

A produção de aços para fins elétricos vem crescendo nos últimos anos. Entre 2003 e 2008, a produção de chapas e bobinas de aço silicioso no Brasil aumentou de 142000 para

213000t e a importação deste material passou de 4000 para 69000t [1]. Neste mercado aquecido, a inovação e a melhoria contínua dos materiais são mandatórios para que as indústrias siderúrgicas permaneçam competitivas e atendam as demandas existentes. Em geral, alterações em composição química e/ou parâmetros de processos são as formas usuais da indústria do aço promover melhorias e aumentar as vantagens do material. Para manter-se competitiva, além de ofertar um aço de qualidade, a indústria siderúrgica precisa oferecer soluções de custo para seus clientes, as quais envolvem o preço do material e/ou soluções que levem o cliente a produzir seus produtos com menores custos.

Os produtores de máquinas elétricas, foco deste trabalho, podem utilizar dois tipos de aços para fins elétricos: totalmente processados ou semi processados. Os aços totalmente processados são apenas estampados antes da confecção dos motores elétricos, possuindo as propriedades elétricas especificadas quando entregue ao cliente. Já os aços semi processados sofrem um tratamento térmico final (realizado pelo cliente), entre a estampagem e a confecção dos motores, que visa conferir as propriedades elétricas finais ao material. Aços totalmente processados possuem um valor mais elevado no mercado quando comparado com os aços semi processados, porém o tratamento térmico final agrega um custo ao produto final. Desta forma, produzir um aço totalmente processado com preço e desempenho energético similar ao aço semi processado é uma solução de custo interessante para os produtores de máquinas elétricas.

O tratamento térmico é realizado em um forno com atmosfera controlada. Os objetivos deste tratamento são descarboxetar o aço, promover o crescimento de grão e induzir a formação de uma camada de óxido com característica isolante. Neste processo há um gasto de energia elétrica e consumo de gases, o que agrega um custo para o processo de confecção de motores. Além disso, o tempo de processamento é longo, em torno de 16h, reduzindo, assim, a dinâmica de produção dos motores e máquinas elétricas. Visando a redução deste custo, esta dissertação estuda uma solução que envolva a produção de um aço totalmente processado seguindo um fluxo de produção similar ao dos aços semi processados.

Objetivos

Geral:

Com o intuito de ofertar uma solução em aço para o mercado de máquinas elétricas, este trabalho procura desenvolver aços para fins elétricos totalmente processados em recozimento em caixa e a avaliar suas propriedades elétricas e mecânicas. Para tanto foi necessário produzir dois graus de aços (duas composições químicas) e definir diferentes parâmetros de processo a

fim de encontrar condições que melhor se adéquem à produção dos aços para fins elétricos sem o tratamento térmico final.

Além disso, procurou-se produzir os materiais em estudo, também, como aços semi processados para um possível atendimento a esse mercado e, principalmente, para servir de comparação para o aço totalmente processado. Como resultado final, espera-se fornecer uma solução em custo e qualidade de aços para fins elétricos.

Metodológico:

Para atingir o objetivo, algumas etapas que vão desde a produção do material aos ensaios do mesmo deverão ser atendidas. Então, os objetivos metodológicos definidos para esta dissertação são:

- Produzir na aciaria dois graus de aços para fins elétricos e processá-los, em condições similares, no laminador de tiras a quente, decapagem e na laminação a frio;
- Definir ciclos térmicos no recozimento em caixa e processar os aços com estes ciclos;
- Processar todas as bobinas com diferentes condições no laminador de encruamento;
- Amostrar as condições em estudos e confeccionar corpos de prova para os ensaios mecânicos e elétricos;
- Promover tratamento térmico final nas condições em análise;
- Realizar ensaios elétricos e mecânicos nas amostras em estudo.

Organização da Dissertação

Esta dissertação foi organizada em quatro capítulos que tratam da revisão bibliográfica, metodologia do trabalho, resultados experimentais e suas avaliações. A Revisão bibliográfica é tratada nos dois primeiros capítulos. O primeiro capítulo apresenta as leis do eletromagnetismo e brevemente a teoria sobre perdas magnéticas. O segundo capítulo trata dos processos siderúrgicos e das relações das características dos materiais com as grandezas eletromagnéticas. A metodologia do trabalho é abordada no terceiro capítulo, onde são apresentados os dados dos materiais em estudo, bem como os parâmetros de processo utilizados. Por fim, no quarto capítulo são apresentados, avaliados e discutidos os ensaios mecânicos e elétricos de todas as amostras estudadas.

1 Conceitos e Definições do Eletromagnetismo

Para o entendimento deste trabalho faz-se necessária uma revisão da física que abrange os aços para fins elétricos. Neste capítulo, será visto como as leis do eletromagnetismo que regem os dispositivos se relacionam com os materiais ferromagnéticos. Serão apresentados os tipos de perdas eletromagnéticas e os métodos de medição, os quais serão utilizados nesta dissertação.

1.1 Equações de Maxwell

Os materiais ferromagnéticos, em especial os aços para fins elétricos, exercem função fundamental em dispositivos eletromagnéticos, tais como: máquinas elétricas, transformadores, relés, atuadores etc., devido às características eletromagnéticas conferidas pelos elétrons desemparelhados dos átomos desses materiais [2].

Para entender melhor a função do aço (e materiais ferromagnéticos), suas vantagens e os problemas da sua utilização em dispositivos eletromagnéticos, necessita-se da compreensão do comportamento das grandezas elétricas e magnéticas presentes nesses materiais. As equações de Maxwell¹ modelam os fenômenos físicos que envolvem o estudo dos materiais ferromagnéticos e, ainda, o princípio de funcionamento dos dispositivos construídos com esses materiais. As equações em sua forma local são:

$$\vec{\nabla} \times \vec{H} = \vec{J} + \frac{d\vec{D}}{dt} \quad (\text{Lei de Ampère}) \quad (1.1)$$

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{B} = 0 \quad (\text{Lei de Gauss - Magnetismo}) \quad (1.2)$$

¹ As equações de Maxwell são um grupo de quatro leis fundamentais que governam o eletromagnetismo. Estas foram escritas, em sua forma completa, por James Clerk Maxwell (1831 - 1879), que adicionou o termo “corrente de deslocamento” à Lei de Ampère.

$$\vec{\nabla} \times \vec{E} = -\frac{d\vec{B}}{dt} \quad (\text{Lei de Faraday - Lenz}) \quad (1.3)$$

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{D} = \rho \quad (\text{Lei de Gauss - Eletricidade}) \quad (1.4)$$

onde \vec{H} é o vetor campo magnético, \vec{B} o vetor indução magnética, \vec{J} o vetor densidade de corrente, \vec{E} o vetor campo elétrico, \vec{D} o vetor indução elétrica e ρ a densidade volumétrica de carga.

A lei de Gauss para a eletricidade (1.4) estabelece que o fluxo do vetor indução elétrica que atravessa uma superfície fechada é proporcional à quantidade de carga contida no volume formado por essa superfície. A existência de dipolos elétricos está associada com este fato, pois cargas elétricas (positivas ou negativas) criam um campo elétrico. A lei de Gauss para o magnetismo (1.2) estabelece que o fluxo do vetor indução magnética que entra em uma superfície é o mesmo que desta sai, ou seja, que este é conservativo. Esta lei indica que não há um dipolo magnético, desta forma as linhas de campo magnético são fechadas, ou seja, não possuem extremidades. Assim, define-se o fluxo magnético (Φ) como sendo o fluxo do vetor indução magnética que atravessa uma superfície (S). Sua formulação é obtida aplicando-se o teorema do Divergente (ou de Gauss) [3, 4] na lei de Gauss para o magnetismo:

$$\Phi = \iiint_V (\vec{\nabla} \cdot \vec{B}) \cdot d\vec{v} = \iint_{S(V)} \vec{B} \cdot d\vec{s} \quad (1.5)$$

O conceito de fluxo magnético é bastante utilizado no entendimento de dispositivos eletromagnéticos devido à relação deste com o desempenho (transferência de energia, trabalho etc.) do dispositivo.

As grandezas das equações de Maxwell se relacionam entre si através das relações constitutivas (1.6) - (1.8), as quais consideram as propriedades dos meios em que estas grandezas estão inseridas.

$$\vec{D} = \epsilon \vec{E} \quad (1.6)$$

$$\vec{J} = \sigma \vec{E} \quad (1.7)$$

$$\vec{B} = \mu \vec{H} \quad (1.8)$$

onde ε a permissividade elétrica, σ a condutividade elétrica e μ a permeabilidade magnética. Esta dissertação dará importância para as duas últimas propriedades, pois estas têm impacto direto no rendimento dos aços para fins elétricos. A condutividade elétrica está relacionada à resistência à passagem de corrente elétrica nos materiais, influenciando as perdas dinâmicas (item 1.4). Assim como a condutividade elétrica, a permeabilidade magnética é uma propriedade de grande relevância para a definição do material que irá compor um dispositivo eletromagnético, sendo utilizada nos cálculos de projeto. Para compreender essa propriedade deve-se analisar a relação (1.8), a qual indica que, para a aplicação de um determinado campo magnético em meios diferentes ter-se-à maior indução magnética e, conseqüentemente, maior fluxo magnético nos meios de maior permeabilidade magnética. Segundo Bastos [5], pode-se entender a permeabilidade como a capacidade do meio em “permitir” a passagem do fluxo magnético. Materiais ferromagnéticos possuem uma permeabilidade magnética muito maior do que a do ar ($\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Henry/metro) e sua vasta aplicação em equipamentos eletromagnéticos se deve a este fato.

Geralmente encontramos a permeabilidade expressa como um fator que indica quantas vezes a permeabilidade do meio é maior (ou menor) que a permeabilidade do ar. A este fator dá-se o nome de permeabilidade magnética relativa (1.9), sendo esta uma grandeza adimensional.

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad (1.9)$$

Para certos meios, como por exemplo o ar, a permeabilidade magnética é constante para todo nível de indução magnética, porém para meios ferromagnéticos a permeabilidade varia com o nível de indução magnética. Quando o material diminui sua permeabilidade em função de um valor relativamente alto de indução, esse fenômeno é conhecido como saturação magnética. O valor de indução em que o material atinge a saturação varia de material para material. Tal fenômeno é discutido na seção 1.3.

1.2 Dispositivos Eletromagnéticos

Os materiais em estudo nesta dissertação têm aplicação em máquinas elétricas rotativas, principalmente. Para entender a função dos materiais ferromagnéticos na conversão eletromecânica de energia é interessante entender como as grandezas eletromagnéticas, descritas pelas equações de Maxwell, se relacionam em dispositivos eletromagnéticos mais simples. Para

tanto, é apresentado na Fig. 1.1 um circuito magnético, formado por material ferromagnético, com um enrolamento de N espiras de fio condutor percorrido por uma corrente i . A utilização de meios com alta permeabilidade magnética (meios ferromagnéticos) tem como objetivo “conduzir” o fluxo magnético. É utilizado, aqui, um circuito magnético com a presença de entreferro (porção do circuito sem um meio ferromagnético), pois dispositivos eletromagnéticos rotativos necessitam do entreferro para seu devido funcionamento.

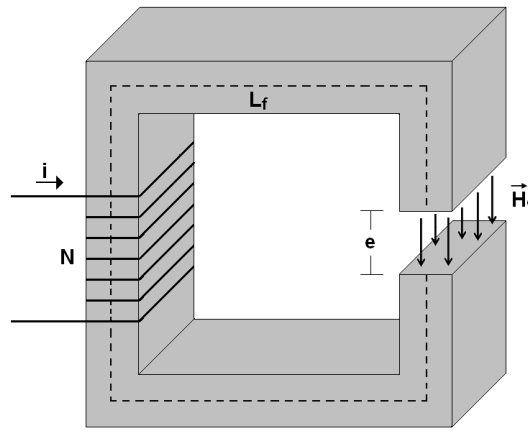


Figura 1.1: Circuito magnético com entreferro alimentado por uma corrente elétrica i percorrendo uma bobina com N espiras.

Ao aplicar uma corrente elétrica i na bobina da Fig. 1.1, será gerado um campo magnético, conforme a Lei de Ampère (1.1). Ressalta-se que a corrente elétrica é a integral da densidade de corrente sobre a área em que esta se encontra distribuída (neste caso, a seção transversal do condutor) (1.10).

$$i = \int_{S_{fio}} \vec{J} \cdot d\vec{s}_{fio} \quad (1.10)$$

O produto entre o número de espiras e a corrente elétrica é conhecido como força magnetomotriz ($F = Ni$), responsável pela criação do fluxo magnético. Quando o circuito opera em baixa frequência [6], a Lei de Ampère pode ser simplificada suprimindo-se a derivada temporal da indução elétrica, pois $\vec{J} \gg \frac{d\vec{B}}{dt}$ [5]. Assim, aplicando o teorema de Stokes [3, 4] na Lei de Ampère (com a simplificação anterior), pode-se encontrar a equação que relaciona a corrente elétrica i e os campos magnéticos no ferro (H_f) e no entreferro (H_e), conforme (1.11):

$$\oint_{L(S)} \vec{H} \cdot d\vec{l} = \int_S \vec{J} \cdot d\vec{s}$$

$$\int_{L(S)} \vec{H}_f \cdot d\vec{l} + \int_{L(S)} \vec{H}_e \cdot d\vec{l} = Ni$$

$$H_f L_f + H_e e = Ni \quad (1.11)$$

onde L_f é o caminho médio do fluxo magnético no ferro e e é o comprimento do entreferro.

Como o fluxo magnético é conservativo (1.2), o fluxo magnético no ferro é igual ao fluxo magnético no entreferro (para facilitar o entendimento desta seção, não será considerado o efeito do espraioamento² do campo magnético no entreferro [6]), desta forma, aplicando-se a lei de Gauss para encontrar o fluxo magnético no ferro (Φ_f) e no entreferro (Φ_e) tem-se a relação (1.13):

$$\Phi = \int \mu \vec{H} \cdot d\vec{s}$$

$$\Phi_f = \mu_f H_f S$$

$$\Phi_e = \mu_0 H_e S \quad (1.12)$$

$$\Phi_f = \Phi_e \Rightarrow H_f = \frac{\mu_0}{\mu_f} H_e \quad (1.13)$$

onde S é a seção transversal do núcleo magnético (idêntica a do entreferro), μ_0 é a permeabilidade magnética do ar e μ_f é a permeabilidade do ferro. Para entender a função dos materiais ferromagnéticos no funcionamento de dispositivos eletromagnéticos pode-se analisar a equação (1.14), obtida substituindo-se (1.13) em (1.11). Nota-se, nesta equação, que quanto maior a permeabilidade magnética do material (μ_f) menor será o campo magnético no ferro.

²Em termos práticos, o fluxo magnético sofrerá um espalhamento na região do entreferro, fazendo com que a área que o fluxo magnético atravessa seja maior que a área da peça metálica. Este fenômeno é conhecido como espraioamento.

$$H_e = \frac{Ni}{\frac{\mu_o L_f}{\mu_f} + e} \quad (1.14)$$

Landgraf [7] sugere que a permeabilidade magnética relativa (1.9) pode ser entendida como o número de vezes que um campo magnético imposto a um material é amplificado pelo mesmo. Como citado anteriormente, a permeabilidade também pode ser entendida como sendo a propriedade que “permite” a passagem do fluxo magnético. Ambas as afirmações podem ser observadas nas equações (1.12) e (1.14), pois à medida que a permeabilidade aumenta, o mesmo ocorre com o campo magnético no entreferro quando a corrente elétrica se mantém constante.

1.3 Magnetização de Materiais Ferromagnéticos

Como comentado na seção anterior, o desempenho das máquinas elétricas está relacionado com o comportamento do fluxo magnético. Para um determinado circuito magnético, quanto maior a intensidade da indução magnética no entreferro maior será o torque na máquina. Esta densidade de fluxo magnético é dada também pela capacidade de um material ser preenchido por linhas de fluxo. Porém, os meios ferromagnéticos apresentam uma característica que impede o crescimento do fluxo magnético indefinidamente. Tal fenômeno é conhecido como saturação magnética.

A Fig. 1.2(a) apresenta um esquema de um circuito magnético formado por um núcleo de ferro e uma bobina percorrida por uma corrente elétrica i . Esta corrente irá criar um campo magnético tal que haja no material um fluxo magnético. Na Fig. 1.2(b) tem-se a curva BH (indução magnética no ferro em função do campo magnético criado pela corrente na bobina) contemplando o fenômeno da saturação. Esta figura apresenta a magnetização típica de um material ferromagnético que se encontra inicialmente desmagnetizado, ou seja, o qual não foi submetido à um campo magnético.

A Fig. 1.2(b) apresenta uma curva simplificada da relação BH. No início da curva BH, a relação B/H é praticamente linear, ou seja, a indução magnética cresce proporcionalmente com o aumento da corrente na bobina. Mas a partir de certo ponto essa relação deixa de ser linear. Indicando o início de saturação do material. À medida que a corrente aumenta, a indução magnética no material começa a aumentar a taxas cada vez menores, até que o material sature e o aumento da indução passa a ser, praticamente, como no ar.



Figura 1.2: Saturação magnética em um circuito magnético.

Em materiais ferromagnéticos cada átomo possui um forte momento magnético causado principalmente pela presença de elétrons desemparelhados [2]. Devido às forças interatômicas, os momentos magnéticos de grandes grupos de átomos se alinham paralelamente formando regiões denominadas domínios magnéticos. Para materiais ferromagnéticos desmagnetizados, os momentos magnéticos dos domínios magnéticos estão aleatoriamente distribuídos (mantendo uma condição de energia mínima), de tal sorte que globalmente o momento magnético do material é praticamente nulo. Ao ser aplicado um campo magnético externo sobre o material, esses domínios passam por uma expansão e depois por uma rotação, o que implica no alinhamento desses domínios segundo o campo magnético imposto. Idealmente, o material estará completamente saturado quando todos os momentos magnéticos estiverem alinhados à uma direção. A curva de magnetização segue estas etapas de expansão e rotação dos domínios, conforme pode ser observado na Fig. 1.3.

1.3.1 Laço de Histerese

Diminuindo-se o campo magnético (através da corrente) a partir do ponto de saturação observa-se, experimentalmente, que a curva não segue o mesmo caminho apresentado pelas Fig. 1.2(b) ou 1.3. É observado que ela segue uma trajetória diferente, conforme apresenta a Fig. 1.4. Isto ocorre porque após a redução do campo magnético (até este se tornar nulo) os domínios magnéticos não retornam para a sua posição inicial, fazendo com que haja um momento magnético resultante, ou seja, deixando o material magnetizado.

Ao diminuir o campo magnético do seu valor máximo a indução também reduzirá do seu valor máximo (B_m) até o valor B_r , quando o campo magnético é nulo. Esse ponto é chamado de indução remanescente, onde o material possui um fluxo magnético residual mesmo não tendo um campo aplicado à este. Para eliminar essa indução remanescente é necessário aplicar um campo magnético com intensidade H_c contrário ao sentido do campo magnético inicial. Esse

campo H_c é chamado de campo coercitivo. A curva passa pelas mesmas etapas quando o campo magnético se desenvolve na direção contrária, como pode ser observado na Fig. 1.4.

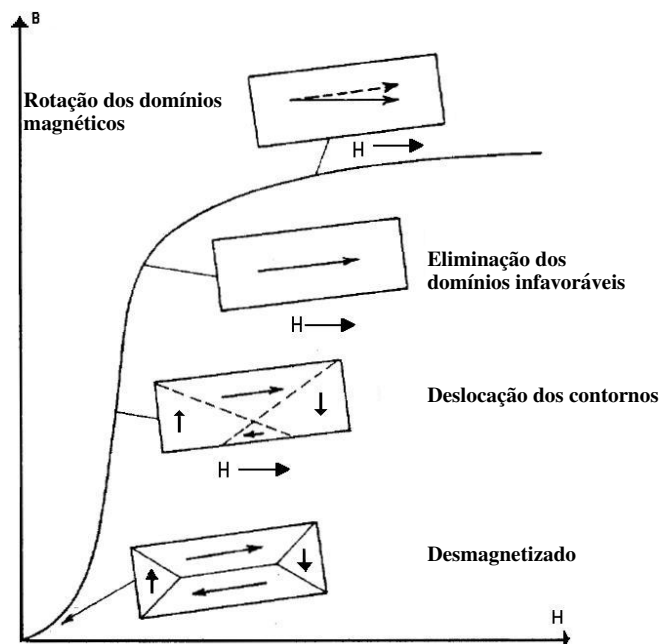


Figura 1.3: Evolução dos domínios magnéticos ao longo da curva de magnetização [8].

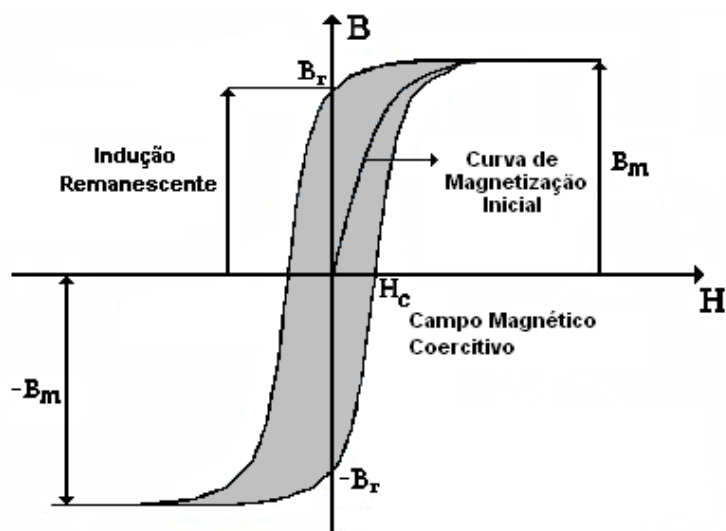


Figura 1.4: Ciclo de histerese.

A curva de histerese percorre as etapas de transformação dos domínios magnéticos. No início da curva é predominante o crescimento dos domínios e, no começo da saturação tem-se a predominância da rotação desses domínios. Alguns desses processos não são reversíveis. Por isso, parte da energia necessária para fazer com que os domínios passem por essas etapas é perdida em forma de calor. Essa perda será evidenciada na próxima seção.

1.4 Perdas Eletromagnéticas

Em qualquer dispositivo eletromagnético temos uma parcela da energia que é cedida para o ambiente, em sua maioria, em forma de calor. As perdas de origem eletromagnéticas podem ser divididas em perdas nos condutores e perdas no ferro.

A primeira delas diz respeito ao fato de que todo meio condutor sofre aquecimento quando é percorrido por uma corrente elétrica. Em máquinas elétricas esse efeito está presente nos enrolamentos responsáveis pela criação do campo magnético no estator e/ou rotor destes dispositivos.

A perda no ferro se divide em duas parcelas: perdas por histerese e perdas dinâmicas. Essa última divide-se em: perdas por correntes induzidas de Foucault e as perdas excedentes. Será visto a seguir cada uma das parcelas separadamente e os fatores que influenciam essas parcelas.

1.4.1 Perda no Condutor

Um condutor elétrico ao ser percorrido por uma corrente elétrica dissipa energia, este fenômeno é conhecido como efeito Joule³. A perda por efeito Joule ocorre devido às colisões entre os elétrons que percorrem o condutor e os átomos do mesmo. Esta colisão reduz a energia cinética dos elétrons aumentando a vibração dos átomos, resultando em aumento da temperatura do condutor. O equacionamento da lei de Joule é dado por (1.15),

$$P = R \cdot i^2 \quad (1.15)$$

onde P é a potência dissipada, R é a resistência elétrica e i é a corrente elétrica que flui no condutor. Assim, a perda no condutor é função da resistência elétrica (que por sua vez está diretamente ligada a condutividade elétrica (σ) do material) e do quadrado da corrente elétrica.

Em dispositivos eletromagnéticos a corrente elétrica de magnetização aplicada no dispositivo depende, entre outros fatores, da permeabilidade do material. Estes dispositivos são projetados para funcionar em um determinado nível de indução magnética. A quantidade de campo magnético e, conseqüentemente, de corrente elétrica para alcançar esse nível de indução varia com a curva de magnetização do material. Quanto menor a permeabilidade do material mais corrente elétrica será necessária para alcançar um mesmo nível de indução magnética e mais potência será dissipada nos condutores [9].

³Em homenagem ao seu descobridor: James Prescott Joule (1818-1889)

1.4.2 Perda por Histerese

As perdas por histerese estão relacionadas com a movimentação dos domínios magnéticos, pois algumas etapas da magnetização não são fenômenos reversíveis [8, 10, 11]. Devido à existência da histerese magnética, o processo de inversão da magnetização gera a perda de energia em forma de calor. A perda por histerese corresponde à área interna do laço de histerese obtido a baixas frequências (em condição quase-estática) [5, 12]. A potência dissipada pelo efeito da histerese (P_h) é igual ao produto da área do laço de histerese (energia demandada em um ciclo) pela frequência de formação do laço (número de laços por segundo), conforme (1.16), onde A é a área interna do laço e f a frequência.

$$P_h = Af \quad [W/m^3] \quad (1.16)$$

A perda por histerese varia com a indução, pois, como pode ser visto na Fig. 1.5, a área da curva BH aumenta à medida em que aumenta a indução magnética máxima no material. Isto é, a perda cresce com a expansão e rotação dos domínios magnéticos. À medida em que a frequência aumenta, o mesmo ocorre com a área interna do laço BH devido à adição das perdas dinâmicas. Por isso a perda por histerese deve ser obtida com a menor frequência possível.

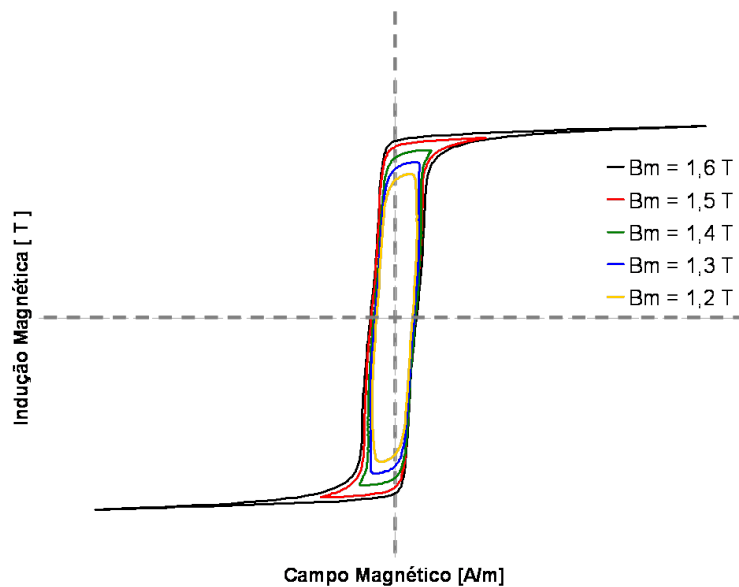


Figura 1.5: Laços BH para diferentes valores de indução máxima. Ensaios realizados em um aço carbono comum.

Há certa dificuldade para se obter a perda por histerese, pois não é simples obter a curva de histerese à baixas frequências e nem encontrar o valor da área interna da curva em questão. Steinmetz [13] desenvolveu uma relação, obtida empiricamente, que representa com uma boa

precisão a evolução dessa perda em função da indução de pico B_m . Esse modelo é conhecido como equação de Steinmetz dada em (1.17),

$$P_h = \eta B_m^\alpha f \quad [W/m^3] \quad (1.17)$$

onde η é uma constante que depende do material e α o coeficiente de Steinmetz (que varia entre 1,4 e 1,8 para aços elétricos). Essa equação deixa de ser válida para altas induções magnéticas.

Pode-se afirmar que a perda por histerese é influenciada pela mobilidade das paredes dos domínios magnéticos. Portanto, para diminuir esta perda faz-se necessário reduzir os fatores que dificultam a mobilidade dessas paredes [14]. Defeitos como inclusões, cavidades, contornos de grãos e tensões internas aumentam as perdas por histerese devido à redução da permeabilidade e aumento da coercitividade (H_c). As influências desses defeitos serão vistas no capítulo seguinte.

1.4.3 Perda por Correntes Induzidas de Foucault

Para entender o fenômeno das perdas por correntes induzidas de Foucault (ou correntes parasitas) é necessário retornar à equação (1.3) e à relação constitutiva (1.7). A primeira equação mostra que uma indução magnética variante no tempo provoca um campo elétrico rotacional em torno da indução magnética. E a relação constitutiva indica que se esse campo elétrico rotacional estiver circulando em um meio de condutividade σ , diferente de zero, haverá uma densidade de corrente na mesma direção do campo elétrico. A Fig. 1.6(a) apresenta um esquemático de um núcleo ferromagnético maciço com um campo magnético variante no tempo atravessando perpendicularmente a sua seção transversal.

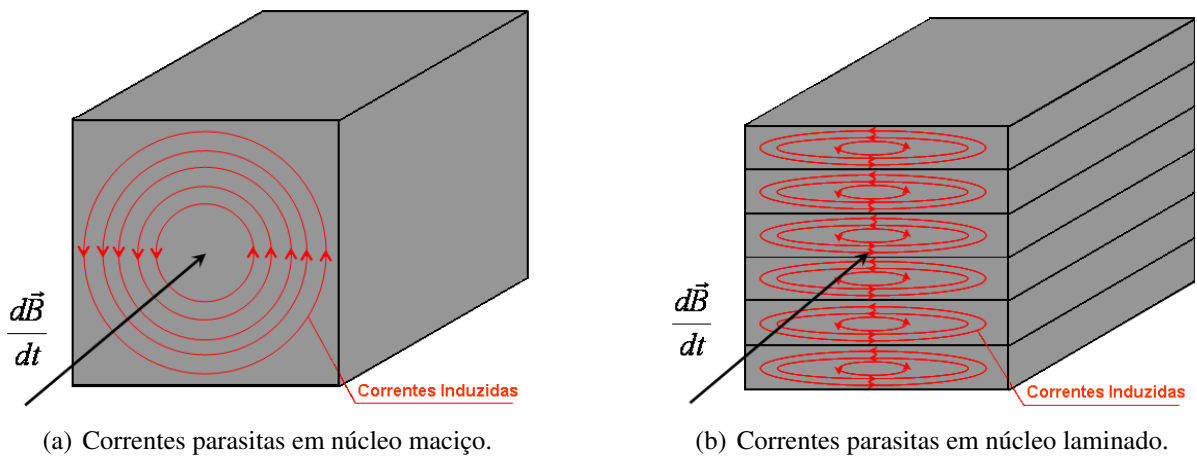


Figura 1.6: Esquemático do comportamento das correntes induzidas.

Essas correntes, ao transitarem em um meio condutor provocam perdas por efeito Joule. Para chapas com a espessura muito inferior à largura, a potência dissipada em forma de calor por unidade de volume é

$$P_f = \frac{\sigma \pi^2 e^2 f^2 B_m^2}{6} \quad [W/m^3] \quad (1.18)$$

onde e é a espessura das chapas, f a frequência e B_m a indução magnética máxima [5].

Para reduzir esse efeito indesejável por provocar perdas energéticas, os núcleos de dispositivos eletromagnéticos alimentados com tensão e corrente variantes no tempo, tais como transformadores e máquinas elétrica, são formados por lâminas de aço. Tais lâminas recebem um tratamento superficial de modo que haja um isolamento elétrico entre as mesmas. A Fig. 1.6(b) mostra as correntes parasitas em um núcleo laminado.

O avanço da eletrônica de potência, aliado à necessidade das máquinas de terem sua velocidade controlada, fez com que hoje haja no mercado muitos motores alimentados com frequência elevada (acima da frequência habitual de 60 Hz) ou fora do regime senoidal (forma de ondas com harmônicos). Isso faz com que as perdas por correntes induzidas aumentem consideravelmente, pois estas dependem do quadrado da frequência.

São adicionados certos elementos químicos ao aço (Si, Mn, Al entre outros) para reduzir a condutividade elétrica do material. Com a redução da condutividade tem-se, conforme (1.7), a redução da densidade de corrente nas lâminas e, conseqüentemente, a redução das perdas por corrente induzida.

1.4.4 Perdas Excedentes

A perda total no ferro (P_{tot}) se divide em duas parcelas: a perda por histerese (P_h) e as perdas dinâmicas (P_{din}) (1.19). Esta última é a soma das perdas por correntes induzidas de Foucault (P_f) e excedente (P_e) (1.20).

$$P_{tot} = P_h + P_{din} \quad (1.19)$$

$$P_{din} = P_f + P_e \quad (1.20)$$

A perda excedente (ou anômala) é ainda objeto de estudo e pesquisa e suas formulações não estão ainda inteiramente consolidadas. A noção da existência destas perdas surgiu ao se

comparar as perdas totais medidas experimentalmente com a soma das perdas por histerese e por correntes induzidas calculadas, onde notou-se que esta soma era inferior às perdas totais encontradas.

Segundo Bertotti et al. [15], as correntes induzidas no material são maiores que as encontradas no cálculo através da equação (1.18), pois esse cálculo considera que a indução magnética está homogeneamente distribuída ao longo da seção transversal da chapa e não considera os efeitos dinâmicos do movimento das paredes dos domínios magnéticos. Bertotti apresenta um equacionamento que apresenta, segundo ele, um bom resultado quanto ao levantamento da perda excedente [12]. Em (1.21), encontra-se uma particularidade do equacionamento de Bertotti para um material sob o efeito de um campo magnético num regime puramente senoidal.

$$P_e = (8,764\sqrt{\sigma GV_0 S})(B_m f)^{\frac{3}{2}} \quad [W/m^3] \quad (1.21)$$

Onde as constantes G e V_0 são relacionadas com as características intrínsecas do material. Portanto, as perdas excedentes também serão dependentes das impurezas do material (inclusões, cavidades, tamanho de grãos etc.).

Campos et al. [16], afirmam que o modelo de Bertotti possui falhas e propõe um outro modelo para o cálculo destas perdas. Porém, tal modelo não será discutido aqui, pois este também é um modelo ainda não consolidado. A própria perda excedente não será analisada separadamente neste trabalho, mas sim juntamente com as perdas por correntes induzidas.

Como será visto no próximo item, o equipamento para ensaio de perdas eletromagnéticas utilizado nesta dissertação separa as perdas totais apenas entre as parcelas histerética e dinâmica. Embora as perdas por correntes induzidas e excedentes sejam avaliadas juntas, é fundamental entender como as características dos materiais as influenciam. No capítulo 2, serão citadas algumas das características mais importantes dos aços para fins elétricos (tamanho de grão, impurezas, composição química etc.) e suas influências sobre as perdas eletromagnéticas, pois este conhecimento é aplicado no desenvolvimento e na avaliação do desempenho dos materiais sob análise.

1.4.5 Medição das Perdas no Ferro

Há alguns métodos utilizados para a caracterização de materiais ferromagnéticos, tais como: teste toroidal, teste chapa única e o quadro de Epstein. Muerer et al. [17] apresentam uma

análise e comparação entre estes métodos quando utilizados para caracterizar um determinado aço para fins elétricos. Este estudo mostra que há diferença entre os resultados obtidos com cada método utilizado. Ainda, existem diversas normas para esses testes (Ex.: a brasileira NBR 5161, a americana ASTM A343, a japonesa JIS C2550, a norma da comissão eletrotécnica internacional IEC 404-2 etc.). Um trabalho realizado por Mendes [18] detalha diferenças existente entre estas normas.

Tendo como objetivo desenvolver aços totalmente processados para o mercado brasileiro, faz-se necessário atender a norma NBR 5161 [19]. Para a caracterização dos materiais desta dissertação será utilizado o quadro de Epstein, pois este é o único método normalizado no Brasil pela NBR 5161. Além disto, este método é largamente utilizado pela indústria de dispositivos eletromagnéticos e pelos fabricantes de aços para fins elétricos.

O quadro de Epstein é um transformador que possui dois enrolamentos, primário e secundário, com 700 espiras cada. No enrolamento primário é aplicada uma corrente elétrica e no enrolamento secundário é medida uma tensão elétrica induzida pelo fluxo magnético que circula no quadro. Este é constituído de quatro “braços”, formando um quadrado, onde são inseridas as lâminas do material, conforme pode ser observado na Fig. 1.7(a). Tem-se ainda, dois enrolamentos (conhecidos como indutor mútuo para compensação de fluxo de dispersão) ligados em série com os respectivos enrolamentos primário e secundário. O efeito destes enrolamentos deve ser tal que, quando uma corrente elétrica é aplicada no primário, na ausência de material no quadro, a tensão medida no secundário deve ser nula. Isto equivale a dizer que apenas o fluxo magnético que circula nas amostras deve ser medido no secundário.

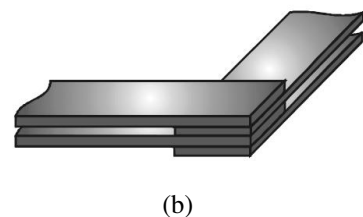
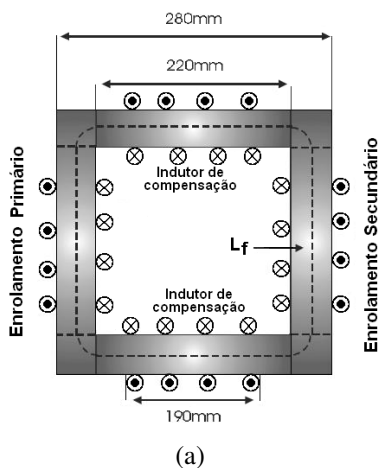


Figura 1.7: Esquema do quadro de Epstein.

De acordo com a norma, as lâminas têm que ter largura de $30mm$, comprimento entre 280 e $308mm$ (preferencialmente $305mm$ para facilitar a montagem) e não devem ter espessura superior a $1mm$. O número de lâminas tem que ser múltiplo de 4 e não deve ser inferior a 12. As lâminas devem ser cortadas metade na direção de laminação (direção longitudinal) e a outra metade perpendicular à direção de laminação (direção transversal). Assim, dois braços paralelos devem ter apenas lâminas transversais e os outros dois apenas lâminas longitudinais. Sendo que todas as lâminas devem ser empilhadas conforme a Fig. 1.7(b).

Caracterizar o material quanto às suas propriedades eletromagnéticas significa encontrar as perdas e a permeabilidade magnética para determinados níveis de indução magnética. Como as perdas no ferro e a permeabilidade estão relacionadas com a indução e com o campo magnético, é necessário medir-se o desenvolvimento dessas grandezas. Para tanto é calculado o campo magnético a partir da corrente aplicada no enrolamento primário (1.22) e a indução magnética é a imagem da tensão elétrica no secundário (1.23), onde $v(t)$ é a tensão elétrica no enrolamento secundário e N_s é o número de espiras deste enrolamento. Para ensaios conforme a norma, esta tensão será do tipo $v(t) = V_m \sin(2\pi ft)$, onde V_m é o valor máximo da tensão elétrica. A norma NBR 5161 especifica que a indução magnética tem que ser senoidal, pois harmônicos provocam influência nas perdas dinâmicas e não são contemplados nos equacionamentos.

$$H = \frac{Ni}{L_f} \quad (1.22)$$

$$B = \frac{1}{N_s S} \int v(t) dt \quad (1.23)$$

Desta forma, pode-se encontrar a curva de magnetização variando-se a corrente elétrica no primário e medindo-se a tensão elétrica no secundário. A perda no ferro é encontrada para o nível de indução desejado, como sendo o produto entre a corrente eficaz de entrada e a tensão eficaz no secundário. A norma NBR 5161 separa as perdas apenas entre histerese e correntes induzidas, mas pode-se utilizar (1.17), (1.18) e (1.21) para obter a separação das perdas considerando as perdas excedentes.

2 Influência das Variáveis Metalúrgicas nas Propriedades Eletromecânicas do Material

Neste capítulo será discutido o efeito da microestrutura (distribuição e tamanho de precipitados, textura cristalográfica e tamanho de grão) e da composição química sobre as propriedades elétricas (perdas elétricas e permeabilidade magnética) e mecânicas (influência no corte das lâminas) do material. Serão citadas apenas as características de maior interesse na avaliação destas propriedades em aços para fins elétricos.

2.1 Processamento e Produção de Aços

Os aços são ligas ferro-carbono, onde este último está presente em baixa quantidade, com adição de alguns elementos químicos (tais como Si, Mn, Ti, Cr etc.), os quais variam em tipo e quantidade de acordo com a aplicação do material [20]. O processo produtivo dos aços é extenso, possuindo diversas etapas de processamento e alta complexidade. Será apresentada uma visão geral da produção do aço para fins elétricos nas indústrias siderúrgicas em duas etapas: das matérias primas à bobina laminada a quente e desta última à bobina laminada a frio.

De forma simplificada, o processo de produção do aço inicia com o recebimento das matérias primas (minério de ferro e coque) e tratamento das mesmas (cominuição¹ e coqueificação²). As matérias primas são carregadas no Alto Forno, onde ocorre a redução do ferro gerando o ferro gusa. O gusa é vazado no carro torpedo, o qual é levado para a aciaria mantendo a temperatura elevada (gusa líquido a $\sim 1500^{\circ}\text{C}$). No convertedor LD, o gusa é transformado em aço através da redução do teor de carbono ($< 2,16\%$). Na sequência ocorre a adição de elementos de liga

¹A cominuição ou fragmentação consiste na redução da granulometria das partículas que constituem as amostras.

²A coqueificação é um processo pelo qual o carvão mineral, ao ser submetido a temperaturas elevadas na ausência de oxigênio, libera gases presentes em sua estrutura, originando um resíduo sólido e infusível, que é o coque.

para conferir as propriedades desejadas ao produto final. Na etapa seguinte o aço, ainda líquido, pode sofrer um processo de limpeza e redução dos teores de carbono e nitrogênio a vácuo no RH (*Ruhrstahl-Heraeus*). Então, o aço é vazado no lingotamento contínuo gerando placas sólidas. Tais placas são laminadas a quente para a geração de produtos de espessura reduzida (as bobinas laminadas a quente). A Fig. 2.1 mostra o fluxo de produção do aço desde o minério à bobina a quente.

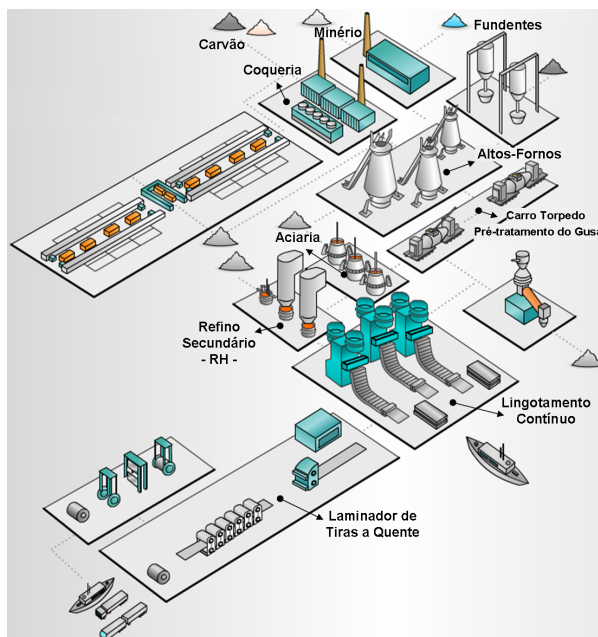


Figura 2.1: Etapas de processamento dos aços desde a matéria prima à bobina laminada a quente. Fonte: Cedido pela ArcelorMittal Tubarão.

As bobinas laminadas a quente seguem para os tanques de decapagem, onde ocorre a remoção da carepa de óxido gerada durante o processo de laminação a quente. A bobina decapada segue para o laminador de tiras a frio onde sua espessura é reduzida entre 60 e 90% por esforços mecânicos que conferem ao material maior resistência (efeito *Strain Hardening*) em detrimento da ductilidade do mesmo [21]. As bobinas resultantes da laminação a frio são chamadas de bobinas *Full-Hard*³. Estas seguem para o tratamento térmico nos fornos de recozimento em caixa onde são empilhadas e envoltas por um forno com atmosfera controlada. Neste processo o material é submetido à recristalização e crescimento de grãos recuperando parcialmente a microestrutura do aço. A bobina recozida segue para o último processo, o laminador de encruamento (ou *Skin Pass Mill* - SPM), que é responsável pelo ajuste final das propriedades mecânicas, redução ou remoção do patamar de escoamento [21] e aumento da energia interna do material ao aplicar um alongamento entre 1 e 10%. A Fig. 2.2 apresenta as etapas descritas.

³Este material também é conhecido como aço totalmente encruado devido ao alto encruamento observado no material.

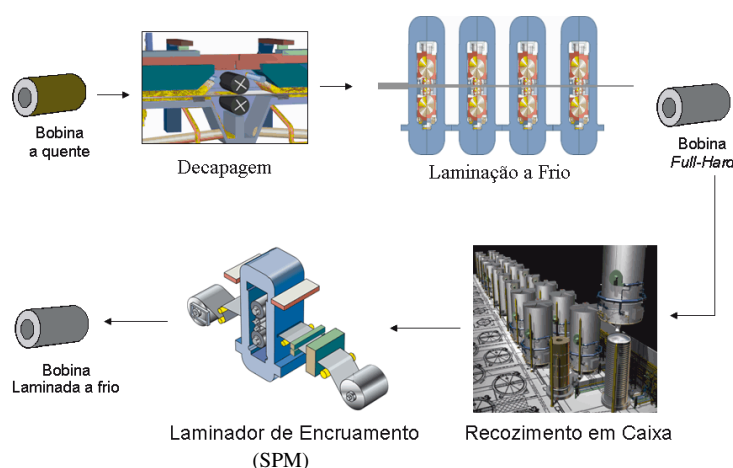


Figura 2.2: Etapas de processamento dos aços desde a bobina a quente à bobina laminada a frio. Fonte: Cedido pela ArcelorMittal Vega.

Para o tratamento térmico após a laminação a frio, os aços para fins elétricos são usualmente processados no recozimento em caixa ou no recozimento contínuo. Estes podem ser usados diretamente pelo consumidor ou sofrer um tratamento térmico final antes da sua utilização, conforme descrito no item 2.1.1.

O processamento descrito nesta dissertação envolve a produção de aços de *grão não orientado* utilizados em diversos dispositivos eletromagnéticos como motores, atuadores etc. Há também um outro tipo de aço, os *aços de grão orientado*, que possuem um processamento mais complexo, uma composição química diferenciada e são utilizados, principalmente, na confecção de transformadores. A diferença entre estes dois tipos de aço é brevemente explicada no item 2.2.3.

Para os aços em estudo foram alterados os seguintes parâmetros: composição química, ciclos de recozimento em caixa e alongamento no laminador de encruamento, onde as análises focam-se nos resultados obtidos com estas alterações.

2.1.1 Recozimento em Caixa, Contínuo e Tratamento Térmico Final

Após a laminação a frio, as bobinas *Full-Hard* encontram-se com alta resistência mecânica e baixa ductilidade. Para a utilização destes materiais é necessário aplicar um recozimento para restaurar a ductilidade, no caso de produtos que exigem conformação mecânica, ou aumentar a permeabilidade e reduzir as perdas elétricas, no caso dos aços para fins elétricos, conforme apresentado em 2.2.2. Tal recozimento consiste em submeter o aço a um ciclo térmico, no qual são controlados: taxa de aquecimento, temperatura de encharque⁴, tempo de encharque⁵ e taxa

⁴Temperatura visada após o aquecimento.

⁵Tempo de permanência na temperatura de encharque.

de resfriamento, para obter os níveis especificados de resistência mecânica e ductilidade, entre outras propriedades requisitadas.

O processo de recozimento das bobinas é realizado em lotes de três a cinco bobinas, de forma descontínua, no *recozimento em caixa* ou com aquecimento da tira de aço desbobinada, de forma contínua, no *recozimento contínuo*. A Fig. 2.3 apresenta os dois tipos de recozimentos que são detalhados a seguir:

- **Recozimento em Caixa:** neste processo as bobinas são empilhadas formando lotes de 3 a 5 bobinas e então são envoltas por uma coifa interna onde circula um gás protetivo, usualmente gás hidrogênio. A coifa interna é coberta por uma campânula de aquecimento que a aquece por chama direta ou através de tubos radiantes. A temperatura de encharque varia conforme o tipo de material a recozer, mas geralmente encontra-se entre 660 e 730°C. O tempo de encharque varia de acordo com o tipo de material e com o peso total da carga a recozer, podendo variar amplamente (de 3 a 20h).
- **Recozimento Contínuo:** para este recozimento a bobina é desbobinada e soldada à bobina que se encontra em processo. Da-se o nome a este processo de recozimento contínuo, pois a medida em que uma bobina é recozida outra entra na linha para iniciar o processo. A tira, após passar por uma limpeza superficial, entra no forno de recozimento contínuo e é aquecida até a temperatura de encharque que pode chegar a 900°C. O tempo de processamento é curto, em torno de 10 a 20 minutos por bobina. A atmosfera do forno é formada por gás nitrogênio com 3 a 6% de gás hidrogênio.

O alívio das tensões internas dos aços está relacionado com a temperatura e o tempo de encharque. Em recozimento contínuo, o tempo é curto, mas a temperatura pode ser elevada. O oposto ocorre para o recozimento em caixa. Espera-se que um material processado em recozimento contínuo seja mais resistente do que um mesmo material recozido em caixa, devido ao curto tempo para que ocorra o rearranjo dos átomos, como também mais homogêneo em propriedades eletromecânicas ao longo da bobina, pois a tira passa aberta e cada porção da bobina sofre o mesmo ciclo térmico. No recozimento em caixa, o aquecimento da bobina dá-se de fora para dentro, fazendo com que as espiras externas da bobina permaneçam por mais tempo em temperaturas mais elevadas, tornando o material menos homogêneo em propriedade eletromecânicas. Após ambos os recozimentos o material sofre um alongamento no laminador de encruamento para ajuste de propriedades mecânicas e melhorar a forma do material. Depois, o material segue para o cliente onde pode, ou não, sofrer um tratamento térmico final.

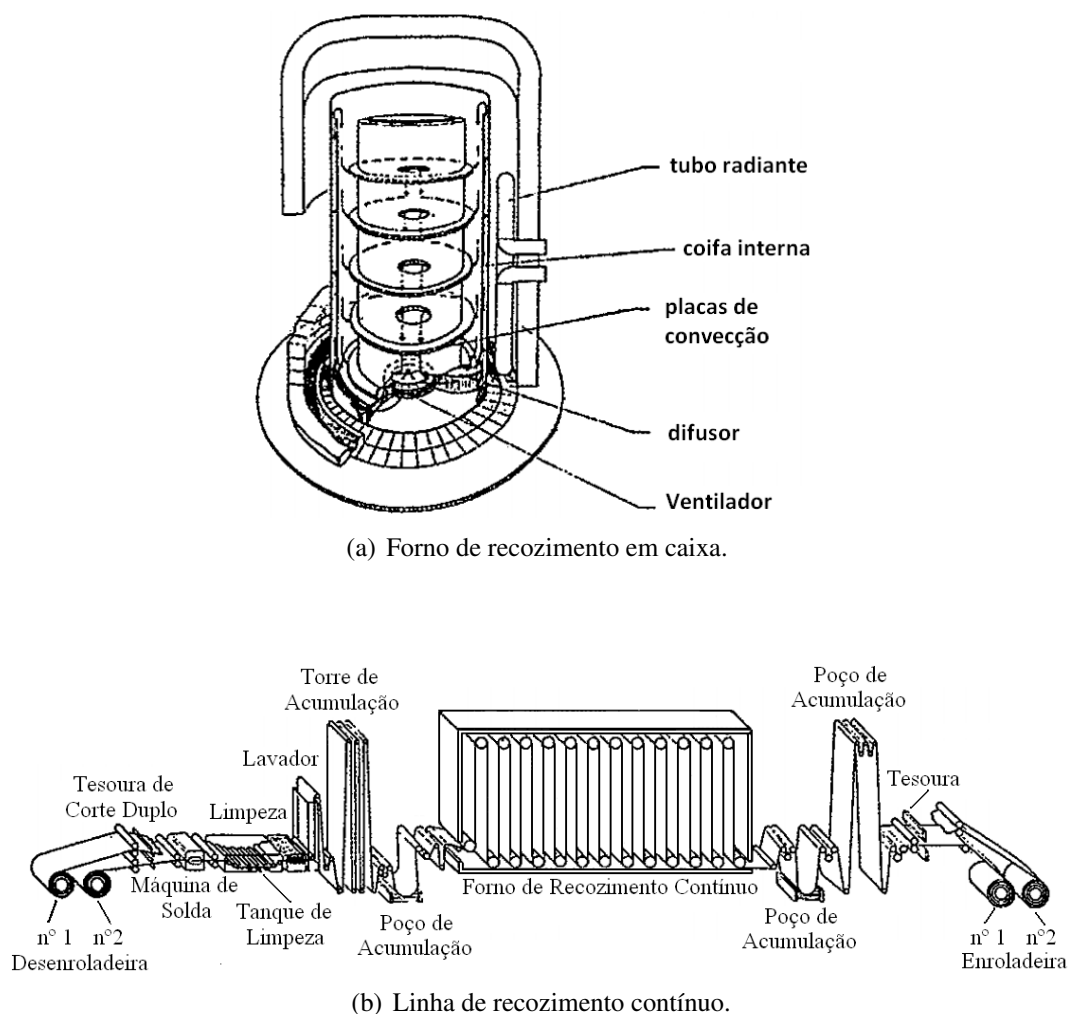


Figura 2.3: Processos de recozimento de bobinas laminadas a frio [20].

Aços Semi Processados e Totalmente Processados

Os aços para fins elétricos podem ser fornecidos de forma totalmente processada, pronto para a confecção do dispositivo, ou de forma semi processada, que necessitam de um tratamento térmico final antes da confecção do produto. Segundo Moses [22] e Hou [23], aços totalmente processados são produzidos em recozimento contínuo e são entregues ao cliente final com uma camada de revestimento que pode ser composta por um filme fino de óxido ou pode ser uma camada complexa orgânica ou inorgânica. Estes revestimentos possuem a função de aumentar a resistividade entre as lâminas de aço, melhorar a estampabilidade e a soldabilidade do aço. Ainda, são entregues ao cliente descarbonetados (carbono total menor que 50ppm). Para o aço totalmente processado, a descarbonetação pode ser obtida durante o recozimento contínuo com atmosfera de gás hidrogênio úmido [22] ou durante a concepção do aço na aciaria [20, 23]. A importância da redução do teor de carbono e da camada de revestimento de óxido é discutida nos itens 2.2.1 e 2.3.

Os aços semi processados são, comumente, produzidos em recozimento em caixa, possuem um teor de carbono mais elevado (em torno de 0,04%), um alongamento entre 4 e 10% [23] no laminador de encruamento (que aumenta a tensão interna do material fornecendo energia para o crescimento de grão) e não possuem o revestimento de óxido. Por isto, estes precisam sofrer um tratamento térmico final para descarbonetar o aço, promover o alívio das tensões internas (e crescimento de grão) e formar a camada de óxido. Yeadon e Yeadon [24] apresentam um ciclo com temperatura de encharque igual a 788°C e tempo de encharque de 2 horas em atmosfera de hidrogênio úmido com adição de dióxido de carbono para o tratamento térmico final de um aço com 200ppm de carbono e 5% de alongamento no laminador de encruamento. Ainda, sugere temperaturas de encharque diferentes para outras composições químicas e ressalta que, caso o aço não precise sofrer a descarbonetação (carbono inferior a 0,005%), o tempo de encharque pode ser reduzido, pois o crescimento de grão é mais sensível à temperatura do que ao tempo de encharque.

Nesta dissertação, os aços são processados em recozimento em caixa visando-se a produção de aços totalmente processados. Neste processo não se pode descarbonetar ou revestir o aço com a camada de óxido, pois a atmosfera é constituída apenas de gás hidrogênio. Assim, para obter um material totalmente processado no recozimento em caixa, deve-se utilizar um aço já descarbonetado e aplicar um ciclo curto de tratamento térmico final ou utilizar o material sem o revestimento da camada de óxido. Além disso, o alongamento no laminador de encruamento não pode ser elevado, pois não haverá alívio das tensões após o encruamento.

2.2 Microestrutura do Material

Os aços são materiais policristalinos⁶ e suas propriedades elétricas e mecânicas dependem da sua microestrutura. O termo microestrutura refere-se às características observadas no material através do microscópio ótico ou eletrônico.

O desenvolvimento da microestrutura do material depende dos parâmetros de processo (ciclos de recozimento, reduções de espessura a quente e a frio etc.) e da composição química do aço. Para cada aplicação procura-se uma microestrutura que atenda as propriedades especificadas pelos consumidores. Nesta seção são apresentados os tópicos relacionados com os aços para fins elétricos e suas propriedades eletromecânicas.

⁶Materiais formados por diversos cristais (ou grãos). Um cristal (ou grão) é formado por uma matriz definida de átomos que se repete ao longo de um volume.

2.2.1 Fases dos Aços Ultra Baixo Carbono e Baixo Carbono

Utilizam-se neste estudo dois tipos de aços: baixo carbono e ultra baixo carbono (UBC), ambos com adição de elementos de liga. Os aços baixo carbono possuem teor de carbono máximo de 0,08% em peso, enquanto os aços UBC possuem um teor máximo de carbono igual a 0,005%. Estas diferenças entre os teores de carbono resultam em microestruturas diferentes, principalmente relacionandas à formação de fases⁷, conforme pode ser observado no diagrama de fases $Fe - Fe_3C$ da Fig. 2.4.

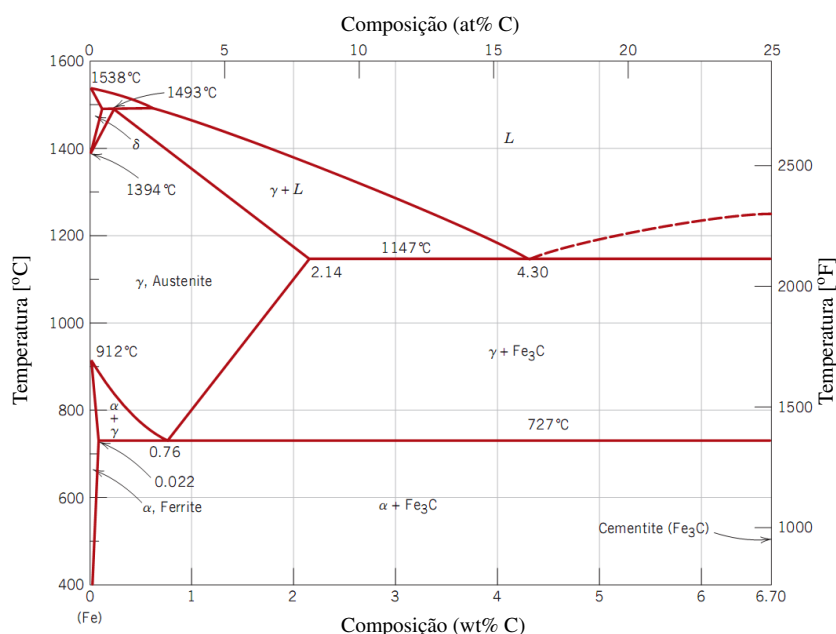


Figura 2.4: Diagrama $Fe - Fe_3C$ [21].

O diagrama de fases pode ser utilizado para prever quais fases (e suas proporções) estarão presentes no aço para uma determinada temperatura e composição química. O diagrama da Fig. 2.4 sofre alterações com a adição de elementos químicos no aço, porém o mesmo pode ser utilizado de forma qualitativa ao analisar os aços deste estudo. Este diagrama deve ser utilizado em condições de resfriamento lento, caso contrário faz-se necessária a utilização dos diagramas TTT (Transformação-Tempo-Temperatura) ou os diagramas TRC (Transformação com Resfriamento Contínuo) que levam em consideração a formação de fases metaestáveis [21, 25]. Como os aços foram processados em recozimento em caixa, a taxa de resfriamento sofrida não é elevada, tornando possível a análise qualitativa por meio da Fig. 2.4.

Ao resfriar da fase líquida à temperatura ambiente a microestrutura do aço transforma-se, podendo passar por diversas fases até chegar em sua microestrutura final. À temperatura

⁷Uma fase é definida como uma parte homogênea de um sistema, tendo características físicas e químicas uniformes [21].

ambiente, a forma estável da microestrutura do ferro é a ferrita (α), que se transforma em austenita (γ) a 912°C, depois em ferrita delta (δ) a 1394°C e em líquido a 1538°C. Os aços ultra baixo carbono possuem uma trajetória muito similar a esta descrita, tendo também a fase α em temperatura ambiente, com certas alterações nas temperaturas de transformação de fases, pois estas dependem da composição química.

O carbono encontra-se em solução sólida⁸ na ferrita. Porém, quando o carbono no aço atinge determinado limite (aliado à temperatura do material) a ferrita satura e o carbono não dissolvido na ferrita se liga ao ferro formando uma nova fase. Quando o teor de carbono no aço é mais elevado (caso dos aços baixo carbono) o limite de solubilidade⁹ é atingido e ocorre a formação do precipitado Fe_3C (cementita), fazendo com que a microestrutura final seja composta pelas fases α e Fe_3C , conforme o diagrama de fases da Fig 2.4.

A ferrita é uma fase macia e possui propriedades magnéticas. Por outro lado, a cementita é uma fase mais dura, quebradiça e não ferromagnética [21]. Aços elétricos de alta e média eficiência possuem baixo teor de carbono visando uma melhoria das suas propriedades magnéticas (permeabilidade magnética e perdas) com o aumento da proporção da fase ferromagnética e a inibição de precipitados. Do ponto de vista de propriedades mecânicas, aços mais dúcteis podem dificultar o processo de estampagem das chapas de aço para a confecção do estator e do rotor de uma máquina. A redução da dureza do material pode provocar a formação de rebarbas no processo de corte, deteriorando o desempenho do dispositivo (vide item 2.3).

Formação de Precipitados e Seus Efeitos

Além da formação da fase Fe_3C , o carbono pode se ligar a outros elementos formando carbonetos (ex.: TiC, NbC etc.). A presença de elementos não desejáveis, oriundos das matérias primas e processos siderúrgicos, tais como nitrogênio, enxofre e oxigênio podem levar à formação de nitretos, sulfetos e óxidos. Estes precipitados podem influenciar as propriedades eletromagnéticas tanto diretamente, por ancorarem as paredes dos domínios magnéticos, quanto indiretamente com a redução do tamanho de grão durante a recristalização do material [24, 26].

As perdas elétricas provocam aquecimento do núcleo dos dispositivos eletromagnéticos durante sua utilização, favorecendo a precipitação do carbono e do nitrogênio que se encontravam em solução sólida. O deterioramento das propriedades elétricas do material devido à esta precipitação é conhecido como envelhecimento magnético [7, 24, 27]. Campos, Emura e Land-

⁸Mistura onde o soluto está dissolvido no solvente sem provocar alteração em sua estrutura cristalina.

⁹Concentração máxima de átomos de soluto, a uma determinada temperatura, que pode estar dissolvido no solvente formando uma solução sólida. Para o aço carbono o limite de solubilidade máximo do carbono na ferrita é de 0,022% a 727°C.

graf [28] apresentam o efeito do envelhecimento em amostras de aço com diferentes teores de carbono. Tal estudo indicou que não há efeito de envelhecimento nas amostras com carbono inferior a 0,0025% e que o envelhecimento apenas afeta as perdas por histerese, pois é necessário maior energia para as paredes dos domínios magnéticos transporem os precipitados quando o material é magnetizado. Marra, Alvarenga e Buono [29] apresentam a mesma conclusão quanto à influência do envelhecimento sobre as perdas por histerese. Constataram também que o processo de envelhecimento não possui influência sobre aços com menos de 0,0020% de carbono.

Assim, máquinas de médio e alto desempenho elétrico são confeccionadas com aços com baixo teor de carbono para evitar o deterioramento das propriedades elétricas. Para obter este baixo teor de carbono, os fabricantes de aço podem entregar os aços Ultra Baixo Carbono (processados no refinamento secundário (RH) para promover a redução do teor de carbono) ou o baixo teor de carbono pode ser obtido por descarbonetação de aços baixo carbono no tratamento térmico final no fabricante de motores, conforme mencionado no item 2.1.1.

Efeito da Composição Química

Adicionam-se ao aço alguns elementos químicos, em diferentes teores, para atingir as propriedades elétricas e mecânicas especificadas pelos consumidores. A escolha por um determinado elemento químico está ligada ao efeito direto deste sobre as propriedades do aço ou à inibição do efeito de um outro elemento químico presente no aço indesejavelmente. Usualmente, elementos de liga como silício, alumínio, manganês e fósforo são adicionados para melhorar as propriedades elétricas e estampagem das lâminas. Suas influências são:

- **Silício (Si):** O aumento no teor de Si reduz a condutividade elétrica (σ) do aço [30] implicando na redução das perdas dinâmicas, conforme (1.18) e (1.21). Hou [31] apresenta um estudo detalhado sobre o efeito da variação do teor de silício (de 0,21 a 2,0%) de um aço ultra baixo carbono. Neste trabalho é mostrado que a resistividade é linearmente dependente do teor de Si, o crescimento de grão é favorecido até um valor ótimo de Si e há uma melhora na textura do material com o aumento deste elemento. A Fig. 2.5 mostra o efeito do Si sobre as perdas elétricas para induções de 1,0 e 1,5T encontrado por Hou.

Segundo Landgraf [7], ocorre a redução de 0,05T / %Si na indução máxima do material, pois o silício não possui elétrons desemparelhados tornando-o não magnético. Em uma caracterização de dois aços UBC com diferentes teores de Si [9], encontrou-se uma redução da permeabilidade para a amostra com maior teor de Si seguindo a tendência sugerida por Landgraf. Porém, o mesmo não foi encontrado por Hou [31], que encontrou

uma ascensão na permeabilidade de 0,21 a 0,8% de Si, uma queda para 1,26%Si e novamente uma ascensão até 2,0%, o que pode ser explicado pelos diferentes tamanhos de grãos encontrados.

A dureza do material cresce monotonicamente com a adição de Si [31]. Tal efeito melhora a qualidade do corte das chapas do motor reduzindo a formação de rebarbas. Embora o silício reduza as perdas elétricas e aumente a dureza do material, usualmente encontram-se aços com teores máximos de 3,5% de Si, pois este torna o aço frágil tornando difícil sua laminação a frio [30].

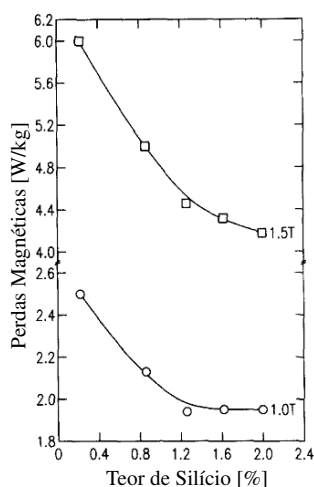


Figura 2.5: Efeito do teor de silício nas perdas totais de aços UBC para induções de 1,0 e 1,5T [31].

- **Fósforo (P):** O fósforo possui grande influência na resistividade do material, impactando positivamente nas perdas dinâmicas, porém sua solubilidade máxima é de 0,2% [7]. Além da resistividade, há outros fatores que são influenciados pelo fósforo. Park, Woo e Chang [32] afirmam que embora haja um aumento na resistência elétrica do material, o fósforo tem impacto negativo nas perdas e na permeabilidade magnética devido à segregação do mesmo nos contornos de grão do material laminado a quente. Esta segregação, segundo estes autores, promove uma textura cristalográfica desfavorável e uma redução no tamanho de grão final do produto, após o tratamento térmico final.

Em um estudo mais recente, Tanaka e Yashiki [33] comparam as propriedades elétricas de dois aços elétricos com diferentes teores de P (0,01 e 0,1%). Para as perdas elétricas encontraram-se pequenas diferenças para estas composições químicas, porém o aço com maior teor de P obteve maior permeabilidade magnética. Estes autores sugerem que a segregação do fósforo para os contornos de grão da bobina laminada a quente promove uma textura mais adequada no produto final e indicam que a diferença encontrada entre estes estudos está no fato destes terem utilizado um tratamento térmico intermediário

no produto laminado a quente para promover o crescimento de grão neste material. Assim, nota-se que os parâmetros de processo têm grande influência no resultado final do produto.

- **Alumínio (Al):** O alumínio é comumente utilizado na desoxidação do aço (aços aca-
lados ao alumínio) e como estabilizador do nitrogênio com a formação de nitreto de
alumínio (AlN) [30]. Este elemento aumenta a resistividade elétrica do material influen-
ciando nas perdas dinâmicas.

Hou, Hu e Lee [34] apresentam uma investigação sobre o efeito do Al nas propriedades do aço, onde amostras contendo entre 0,022 e 0,32%Al foram processadas e analisadas. Estes constataram que as perdas elétricas decrescem com o aumento do teor de alumínio devido ao aumento da resistividade elétrica e do tamanho de grão. Este último ocorre devido ao aumento do tamanho dos precipitados de AlN (uma vez que o teor de nitrogênio é constante), pois precipitados grosseiros possuem menor efeito no anconramento dos contornos de grão do que precipitados finos. Nakayama e Honjou [35] apresentam o efeito do alumínio aliado ao teor de nitrogênio nas propriedades elétricas do material. Constatam que, para um determinado teor de nitrogênio, a concentração de alumínio pode deteriorar o material devido a formação de precipitados finos de AlN. Para amostras com o mesmo teor de nitrogênio ensaiadas por Hou, Hu e Lee [34], com teores de Al entre 0,001 e 0,28%, constatou-se que as perdas elétricas aumentam com o aumento de alumínio até 0,01% e depois decaem com aumento do mesmo. Ao comparar as amostras com teores de alumínio e nitrogênio similares nestes dois estudos, observa-se que estes são concordantes, embora Nakayama e Honjou salientem a importância do teor de nitrogênio nos resultados finais do material.

Com relação ao efeito da formação de AlN, Marra, Alvarenga e Buono [29] afirmam que ao estabilizar estequiometricamente o nitrogênio com a adição de alumínio, o efeito de envelhecimento é causado apenas pelo carbono, fazendo com que o material não seja prejudicado pelo nitrogênio durante sua aplicação, pois este não estará em solução sólida.

- **Manganês (Mn):** a adição do manganês resulta no aumento da resistência da ferrita. A combinação deste com o enxofre forma o sulfeto de manganês (MnS) [30], tais precipi-
tados ancoram as paredes dos domínios magnéticos aumentando as perdas por histerese. Como os demais elementos aqui citados, este eleva a resistividade elétrica do aço [36].

O efeito do teor de manganês e enxofre foi estudado por Nakayama et al. [37] os quais concluíram que para uma mesma faixa de enxofre o aumento do teor de manganês reduz as perdas elétricas devido ao aumento da resistividade. E para uma mesma faixa de man-

ganês, a redução do teor de enxofre reduz as perdas devido à redução dos precipitados de MnS. Hou [38] afirma que o MnS é o precipitado mais relevante em aços para fins elétricos de grão não orientado e apresenta, conforme Nakayama et al. [37], que o aumento do teor de enxofre tem efeito deletério nas perdas por histerese devido à formação destes precipitados.

2.2.2 Tamanho de Grão

Dentre os fatores que diferenciam a microestrutura do aço encontra-se o tamanho dos grãos do aço. Um grão é formado pelo agrupamento de pequenas células (formadas por agrupamentos de átomos em um determinado padrão) que se repetem ao longo de um volume. Esta célula é conhecido como célula unitária e sua relação com as propriedades do aço, no que se refere a sua orientação cristalográfica, é explanada no próximo item.

A orientação das células unitárias (orientação cristalográfica) varia de grão para grão. Entre dois grãos adjacentes há uma região de transição da orientação cristalográfica. Tal região é denominada contorno de grão. Os contornos de grãos ancoram as paredes dos domínios magnéticos fazendo com que a perda por histerese aumente [23, 39].

De acordo com Bertotti et al. [40], o tamanho de grão do material influencia nas perdas por histerese (P_h) e excedentes (P_e). A Fig. 2.6 apresenta os resultados das perdas elétricas em função do tamanho de grão para quatro tipo de amostras de aço baixo carbono 3%Si, obtidos pelos autores.

Segundo Bertotti et al. [40], as perdas por histerese e excedente podem ser estimadas por (2.1) e (2.2), respectivamente. Nestas equações, g é o tamanho de grão médio, P_0 a parcela de perda relacionada ao ancoramento dos domínios magnéticos pelos precipitados, A uma constante relacionada com a textura cristalográfica do material e B uma constante encontrada ao se adequar os dados à curva (nota-se na Fig. 2.6(b) que as diferentes amostras seguem a mesma tendência).

$$P_h = P_0 + \frac{A}{\sqrt{g}} \quad (2.1)$$

$$P_e = B\sqrt{g} \quad (2.2)$$

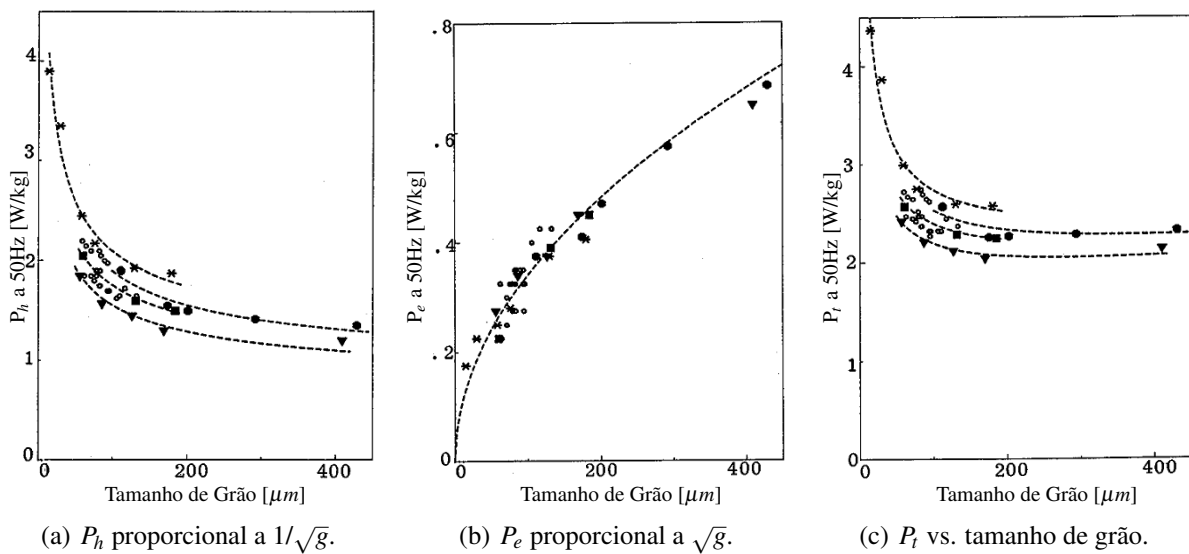
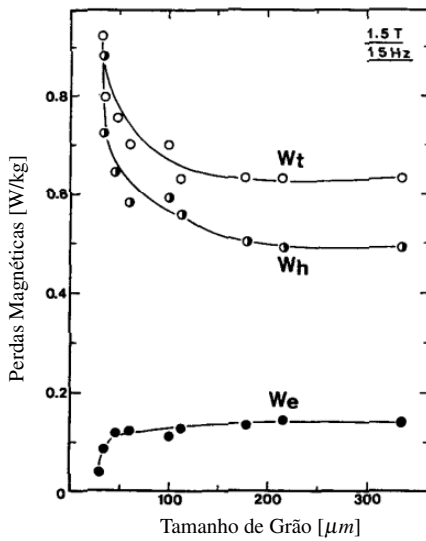


Figura 2.6: Perdas por histerese (P_h), excedente (P_e) e total (P_t) em função do tamanho de grão (g) para 4 tipos de amostras de aço baixo carbono 3%Si [40]. As linhas tracejadas representam as equações que melhor se adequam aos dados.

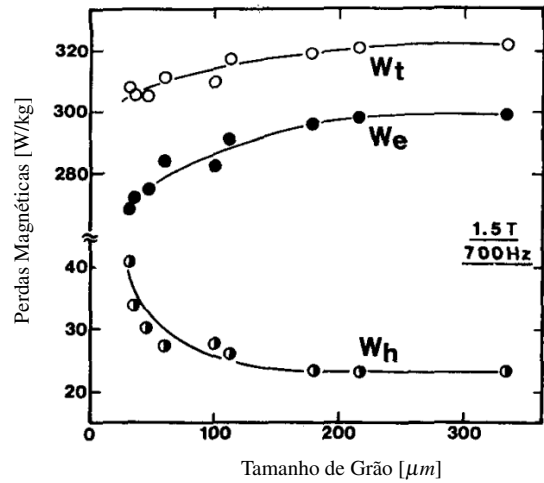
Bertotti et al. [40] mostram que para a frequência de ensaio de 50Hz, tem-se $P_h > P_e$ e o aumento do tamanho de grão melhora o rendimento do material até um tamanho ótimo de $200\mu m$.

Shimazu e Shiozaki [41] apresentam um estudo da variação das perdas elétricas em função do tamanho de grão para duas frequências (15Hz e 700Hz) em um aço ultra-baixo carbono com 0,85% Si. A Fig. 2.7 apresenta estes resultados, onde é possível observar que, para materiais sobre a influência de campos em alta frequência (700Hz), o aumento do tamanho de grão prejudica o rendimento do material, uma vez que as perdas excedentes contribuem com a maior parcela das perdas totais. Assim, objetivando um melhor desempenho do dispositivo, a frequência de operação deve ser considerada para que haja um melhor aproveitamento do material.

Para diferentes concepções de aços e condições de operação de motores, têm-se diferentes tamanhos ótimos de grão, pois motores elétricos podem ser projetados para operarem em diferentes condições de magnetização e de frequência. Por exemplo, Stephenson e Marder [39] apresentam para três concepções de aços baixo carbono semi processados que o tamanho de grão ideal está entre $90\mu m$ e $160\mu m$ quando ensaiados a 1,5T e 60Hz. Por outro lado, para o estudo do aço baixo carbono com 3% de Si ensaiado a 1,5T e 50Hz [40] tem-se um tamanho ótimo de $200\mu m$.



(a) Ensaio a 15Hz.



(b) Ensaio a 700Hz.

Figura 2.7: Perdas por histerese (W_h), dinâmicas (W_e) e totais (W_t) em função do tamanho de grão para ensaios a 15 e 700Hz [41].

Nesta dissertação, a influência do tamanho de grão será avaliada para uma indução magnética de 1,5T e na frequência de 60Hz, pois são valores usuais de operação de motores no Brasil e para ensaios no Quadro de Epstein padronizados pela norma brasileira NBR 5161[19].

2.2.3 Orientação Cristalográfica

O grão do aço é formado por um arranjo de átomos que se repete ao longo de grandes distâncias atômicas. Este arranjo de átomos é chamado de célula unitária e representa o padrão que, ao ser replicado no volume, define o grão. Para a maioria dos materiais cristalinos a célula unitária é um paralelepípedo ou um prisma. No caso da ferrita, fase com propriedades magnéticas do aço, a célula unitária tem a forma de um cubo com átomos de ferro nos vértices e um átomo de ferro em seu centro, conforme apresentado na Fig. 2.8. Este tipo de célula unitária é chamado de estrutura cúbica de corpo centrado (estrutura CCC).

Em um grão, as células unitárias possuem um determinado alinhamento (ou orientação cristalográfica). A magnetização de um cristal depende do alinhamento deste com relação ao campo magnético imposto, ou seja, há direções com maior ou menor facilidade de magnetização. Por exemplo, a estrutura CCC da ferrita possui maior permeabilidade magnética quando a aresta do cubo está alinhada com o campo magnético, menor permeabilidade quando a diagonal do cubo encontra-se alinhada com o campo magnético e uma permeabilidade intermediária quando a diagonal de uma das faces está alinhada com campo magnético [21, 42], conforme é apresentado na Fig. 2.9. Estas direções cristalográficas são nomeadas de direções [100], [111] e [110],

respectivamente.

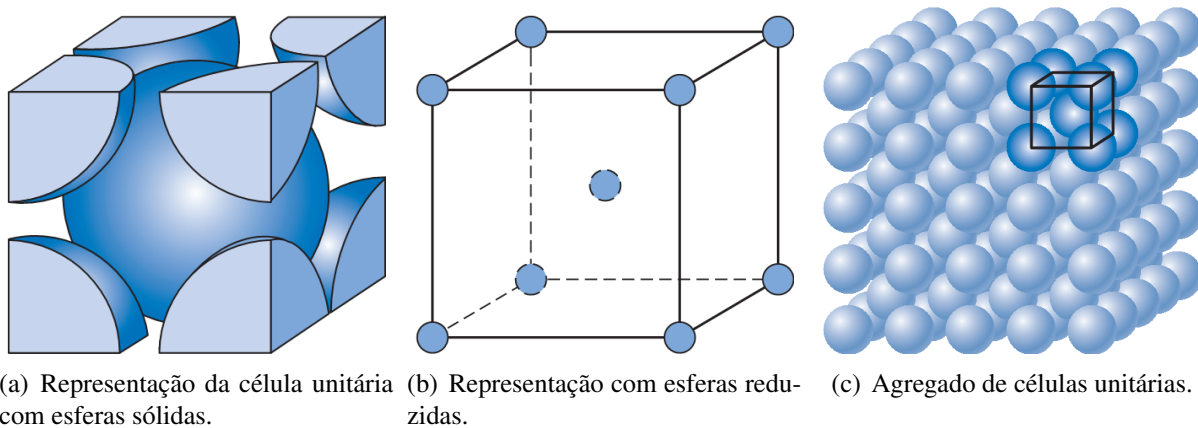


Figura 2.8: Célula unitária cúbica de corpo centrado [21].

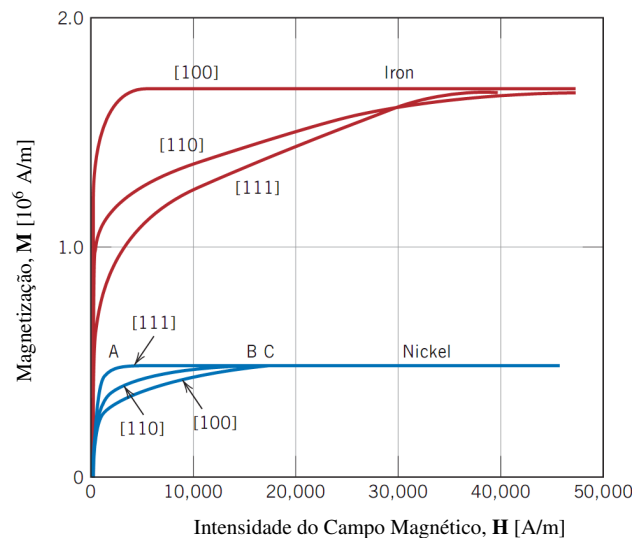


Figura 2.9: Curvas de magnetização de um cristal de ferro (em vermelho) e de níquel (em azul) nas direções [100], [110] e [111] [21].

Para definir a orientação cristalográfica da célula unitária em relação à chapa de aço indica-se a direção da célula que é paralela à direção de laminação e o plano da célula unitária paralelo ao plano da chapa. A Fig. 2.10 apresenta a orientação cristalográfica desejada em aços de grão orientado com o plano (110) em detalhe.

Diferenciam-se os aços de grão orientado (GO) e grão não orientado (GNO) pela textura cristalográfica destes materiais. Em dispositivos eletromagnéticos cujo campo magnético possui apenas uma direção (tais como transformadores), deseja-se que os grãos do aço possuam uma orientação que favoreça esta direção. Goss [43] apresentou uma descoberta para produção de aços com uma textura (110)[100] fazendo com que o alinhamento entre a célula unitária e o campo magnético seja o de fácil magnetização. Desta forma, têm-se os aços GO, os quais

possuem ótimo desempenho eletromagnético na direção de laminação e baixo desempenho nas demais direções. Estes aços são ditos anisotrópicos¹⁰.

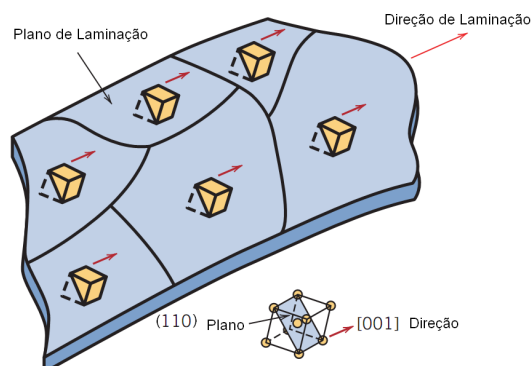


Figura 2.10: Orientação cristalográfica desejada em aços para fins elétricos de grão orientado [21].

Como em muitos dispositivos eletromagnéticos (como máquinas elétricas girantes) a direção do campo magnético varia ao longo do material, não é possível utilizar aços com uma textura que favoreça apenas uma direção. Assim, procura-se um aço isotrópico, ou menos anisotrópico possível, fazendo com que a utilização dos aços GNO seja a mais indicada. Nestes aços procura-se, idealmente, uma textura do tipo $\{100\}\langle 0vw \rangle$ que representa as faces da estrutura CCC paralelas ao plano de laminação da chapa e as arestas presentes em todas as direções no plano da chapa [42, 44, 45].

Em processos industriais de grande escala é muito difícil a produção da textura $\{100\}\langle 0vw \rangle$. Assim, os aços GNO não são isotrópicos fazendo com que suas propriedades eletromecânicas difiram para cada direção. Huang et al. [44, 46] apresentam um reprocessamento de um aço elétrico de GNO 3%Si para a indução de uma forte textura (100)[001] utilizando-se de laminações cruzadas (laminação nos sentidos longitudinais e transversais) e tratamentos térmicos. Em seus resultados observou-se duas direções de fácil magnetização (longitudinal e transversal) na amostra com maior distribuição da textura (100)[001], tornando esta vantajosa na aplicação em motores.

A textura cristalográfica, embora seja bastante importante no desempenho energético do material, não será avaliada neste estudo. Porém, os parâmetros de processo utilizados seguem os resultados encontrados na literatura para imprimir uma textura mais favorável aliado à capacidade dos equipamentos utilizados na confecção dos materiais visando, o atendimento à qualidade e ao custo do material.

¹⁰Diz-se anisotrópico o material com propriedades que variam conforme a direção e isotrópico o material que possui propriedades semelhantes em todas as direções.

2.3 Influência do Processo Construtivo dos Núcleos do Motor nas Perdas Elétricas

Os valores das perdas magnéticas totais determinadas para o material através do ensaio de Epstein são diferentes dos valores de perdas magnéticas totais dos pacotes de estatores e rotores montados. Além do fato do quadro de Epstein não contemplar todos os fenômenos eletromagnéticos que ocorrem no motor (distorções harmônicas, distribuição do fluxo magnético, campo rotacional etc.) , ainda têm-se as perdas interlaminares devido ao empacotamento das lâminas de aço [47].

As perdas interlaminares ocorrem devido às correntes induzidas entre as lâminas de aço dos núcleos montados quando ocorre a formação de curtos circuitos (ou caminhos alternativos para correntes induzidas). A variação do fluxo magnético que atravessa espiras formadas por curtos circuitos induz correntes elétricas que irão percorrer estes caminhos, tal como ocorre com as correntes induzidas de Foucault apresentadas no item 1.4.3, cujo fenômeno é regido por (1.3) e (1.7). Estes curtos circuitos podem ser gerados na fixação dos núcleos (estator e rotor) por soldagem ou grampeamento das lâminas, no contato das laminas devido à falha ou ausência da camada de óxido, por micro soldas ocasionadas durante o tratamento térmico, devido às rebarbas geradas durante o corte das lamelas, pelos parafusos de fixação etc.

O processo de corte, grampeamento e/ou soldagem de núcleos de aço são deletérios para as propriedades eletromagnéticas por provocarem aumento da tensão interna e facilitarem a criação de caminhos alternativos para correntes induzidas [47, 48], porém necessários para a confecção e fixação dos mesmos. Baudouin et al. [48] afirmam que toda chapa pode ser submetida a deformação plástica e, conseqüentemente, possuir tensões internas devido ao processo de corte utilizando-se guilhotina, afetando as perdas e a permeabilidade do material. Segundo Kurosaki et al. [47] e Loisos e Moses [49] , o efeito deletério da confecção das lâminas depende do método de corte utilizado. Estes autores mostram que métodos como corte a laser possuem menor impacto sobre as tensões internas do material quando comparados com o corte utilizando guilhotinas. Kurosaki et al. [47] e Baudouin et al. [48] apresentam o aumento da dureza do material após o corte como indicador do incremento das perdas magnéticas no material devido às tensões internas geradas neste processo e constataam que uma grande porção do material é afetado pelo processo de corte. Estes propõem que o tratamento térmico final é interessante para o alívio destas tensões.

Rebarbas, micro soldas entre as lâminas de aço, pontos de contato etc., podem ser entendidos como espiras de curto circuitos que compreendem porções dos pacotes montados [50]. As

rebarbas são saliências nos locais de corte geradas durante a estampagem e estão relacionadas com a dureza e qualidade do sistema de corte e afiação do maquinário de estampagem. Por parte dos fabricantes do aço, esperam-se aços mais resistentes e mais duros, para que o cisalhamento durante o processo de corte não gere as rebarbas. A Fig. 2.11 apresenta como poderia ocorrer a formação de um curto circuito entre lâminas com a presença de rebarbas, onde o mesmo entendimento poderia ser estendido para as micro soldas e outros defeitos já citados.

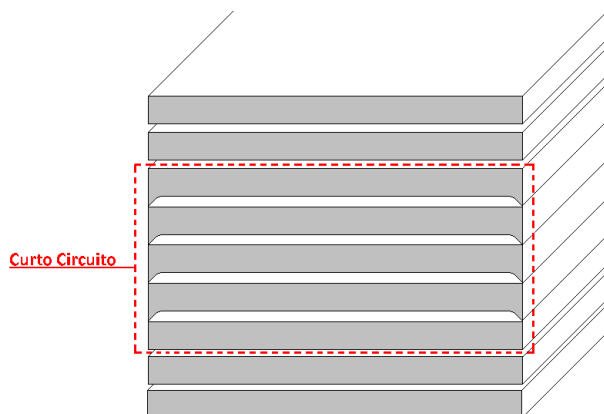


Figura 2.11: Esquema do caminho alternativo para correntes induzidas em um núcleo formado com lâminas de aço com a presença de rebarba.

Um outro fator importante na redução das perdas interlaminares é a formação de uma camada de óxido revestindo as lâminas de aço devido, principalmente, ao aumento da resistência elétrica entre estas. Em uma investigação realizada por Coombs et al. [51] é apresentado que o revestimento tem pouca influência no desempenho de motores de pequeno porte, onde as perdas interlaminares são baixas. Porém, estes mostram que o desempenho de motores cujos pacotes são soldados, com e sem rebarbas, aumenta com a presença de revestimento. Para a confecção de motores de grande porte o revestimento é fundamental no controle das perdas interlaminares.

Nesta dissertação não será estudado o efeito da camada de óxido e demais defeitos que provocam caminhos alternativos para correntes induzidas nos pacotes montados. Mas através das propriedades mecânicas e caracterização da camada de óxido, será analisado qualitativamente qual material e quais condições de processo serão mais interessantes do ponto de vista das perdas interlaminares.

3 *Metodologia de Testes e Caracterização Eletromecânica dos materiais*

Com o intuito de avaliar o desempenho dos materiais em estudo foram realizados diferentes tipos de processamentos fabris, os quais seguem algumas investigações realizadas na literatura e apresentadas no capítulo 2. Neste capítulo serão apresentados os materiais e as condições de processo utilizados nesta dissertação, assim como as condições dos ensaios mecânicos que darão suporte às análises de desempenho do produto.

3.1 Materiais

A primeira diferenciação entre os produtos utilizados nesta dissertação tem início na aciaria com a produção dos materiais: aços baixo carbono (**BC**) e ultra baixo carbono (**UBC**), ambos com adição de elementos químicos visando melhorar as propriedades do material. Para cada grau de aço foram processadas aproximadamente 75t, totalizando 3 bobinas com 25t cada. A composição química dos aços em estudo é apresentada na Tabela 3.1. Para análise do teor de carbono foi utilizado o equipamento *LECO CS-600* [52] de acordo com a norma ASTM E1019-08 [53] e os demais elementos foram obtidos no espectrômetro de emissão por plasma *Varian Vista-MPX (ICP-OES)* [54] com base na norma ASTM E350-95 [55]. Com relação à composição química destes aços, encontram-se diferenças no teor dos elementos C, Mn, Si, P e Al.

Tabela 3.1: Composição química dos aços baixo carbono (**BC**) e ultra baixo carbono (**UBC**).

Grau de Aço	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	Al [%]
BC	0,0378	0,4513	0,346	0,0142	0,0229
UBC	0,0049	0,4990	0,724	0,0379	0,2459

Os aços baixo carbono comum, sem adição de elementos químicos (tais como Si, Al, P e Mn), são largamente utilizados na produção de motores de pequeno porte e de baixo rendimento

[7]. Nesta dissertação, são adicionados elementos de liga para a produção do aço **BC**, que como os aços baixo carbono possui alto teor de carbono. Diferentemente do aço **BC**, o aço **UBC** é processado no RH para reduzir o teor de carbono e possui maior adição de elementos químicos (principalmente, Si, Al, P e Mn), tornando seu custo de produção maior do que o custo de produção do aço **BC**. A escolha pelos aços **UBC** deve-se ao aumento do rendimento energético provocado pela redução do teor de carbono, conforme discutido ao longo do capítulo 2. Tendo este aço um teor reduzido de carbono, o tratamento térmico final pode ser reduzido ou até mesmo removido de acordo com o desempenho esperado do produto.

3.2 Parâmetros de Processo

O fluxograma da Fig. 3.1 apresenta, conforme será detalhado nesta seção, os processos (e seus parâmetros) que diferenciam as amostras dos aços para fins elétricos em análise e as amostragens realizadas. Ao todo, obtiveram-se 26 diferentes condições de processo para cada um dos graus de aço em estudo (totalizando 52 amostras). Os processos pelos quais ambos os materiais foram processados sem diferenciação de parâmetros de processo foram suprimidos.

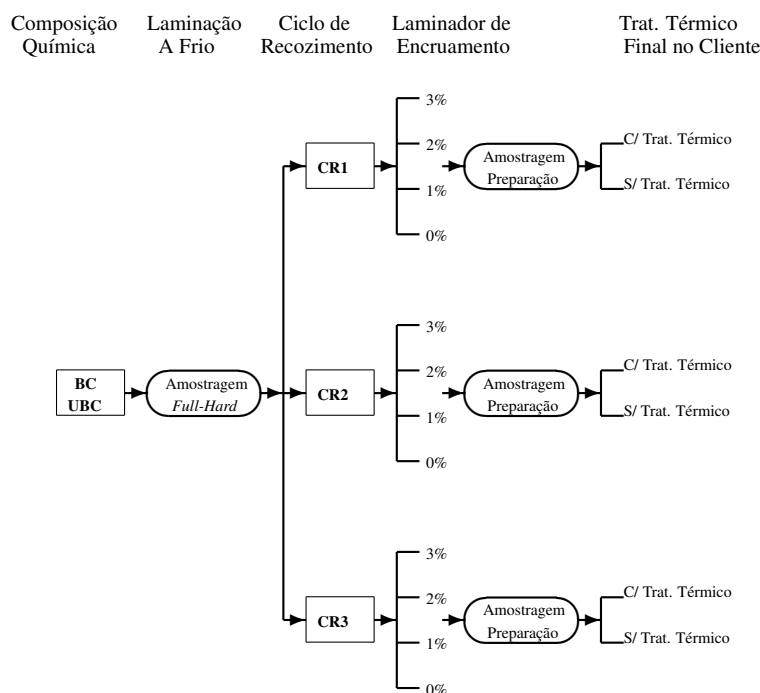


Figura 3.1: Esquema de processamento e amostragem dos aços em estudo.

Entre a aciaria e o recozimento em caixa todas as bobinas foram processadas de forma similar nos processos de lingotamento contínuo, laminação a quente e laminação a frio. Os principais parâmetros nestes processos são a temperatura de rea aquecimento das placas prove-

nientes do lingotamento, temperatura de acabamento após a laminação a quente, temperatura de bobinamento da bobina a quente e a redução de espessura na laminação a frio. Quanto às reduções de espessura nas laminações, todas as placas foram laminadas a quente para a espessura de 2,40mm e todas as bobinas a quente foram laminadas a frio para uma espessura final de 0,60mm (conforme mencionado no item 2.1, os materiais provenientes da laminação a frio são chamados de *Full-Hard*). A Tabela 3.2 apresenta os parâmetros visados dos materiais nos processos citados.

Tabela 3.2: Parâmetros dos processos de laminação a quente e laminação a frio.

Processo de Laminação	Parâmetro	Valor visado
A Quente	Temperatura de reaquecimento de placa	1200°C
	Temperatura de Acabamento	850°C
	Temperatura de Bobinamento	690°C
A Frio	Redução a frio	75%

Após estes processos, obtiveram-se 6 bobinas *Full-Hard* (3 **BC** e 3 **UBC**) processadas com parâmetros de processo similares. A primeira amostragem realizada ocorreu em uma bobina **BC** e uma **UBC** (como *Full-Hard*) para avaliar as propriedades eletromecânicas destas amostras com e sem o tratamento térmico final. Com isso foi possível observar o efeito separado do recozimento em caixa e do tratamento térmico final no cliente, uma vez que as demais amostras foram processadas ou no recozimento em caixa ou em ambos os processos de tratamento térmico. O material *Full-Hard* possui um preço menor no mercado quando comparado com os aços que são processados no recozimento em caixa e no laminador de encruamento. Com a caracterização deste material, pode-se explorar um possível fornecimento de aço elétrico no estado *Full-Hard* como solução de custo.

Após a laminação a frio, as bobinas dos aços **BC** e **UBC** foram processadas no recozimento em caixa, onde ocorreu uma diferenciação devido à aplicação de diferentes ciclos térmicos. Foram definidos 3 ciclos térmicos (**CR1**, **CR2** e **CR3**) com taxa de aquecimento, temperatura de encharque e taxa de resfriamento iguais, porém com tempo de encharque diferente. O tempo de recozimento agrega custo para o produto, por isto, são desejáveis ciclos curtos. A Tabela 3.3 mostra os dados destes ciclos térmicos.

Tabela 3.3: Ciclos térmicos utilizados no recozimento em caixa para os aços **BC** e **UBC**.

Ciclo de Recozimento	Temperatura de Encharque	Tempo de Encharque
CR1	700°C	18h
CR2		9,3h
CR3		4,2h

Foram montadas 3 cargas de recozimento em caixa para atender os 3 ciclos térmicos. Em

cada carga foram inseridas uma bobina **BC**, uma bobina **UBC** e duas bobinas de materiais que não faziam parte deste estudo e, então, aplicado um dos ciclos térmicos da Tabela 3.3. Todas as bobinas possuíam peso próximo a 25t, sendo o peso total de cada carga próximo de 100t. Desta forma, obtiveram-se bobinas de aço **BC** e **UBC** para cada um dos ciclos térmicos citados.

As bobinas recozidas foram processadas no laminador de encruamento, que aplica um alongamento no material (ou redução de espessura). Este alongamento (usualmente chamado de encruamento) é representado pela porcentagem de deformação a qual o material é submetido. Nesta etapa, amostraram-se as bobinas para averiguar a influência do alongamento efetuado pelo laminador de encruamento nas propriedades do material. A amostragem foi realizada no meio da bobina recozida, para alongamentos iguais a 0, 1, 2 e 3%.

As amostras retiradas das bobinas foram cortadas e preparadas para ensaio de Epstein conforme a norma NBR5161 [19]. Para cada condição de processo foram confeccionados 40 corpos de prova com dimensões iguais a 280x30mm, sendo 20 no sentido transversal e 20 no sentido longitudinal. Então, dividiram-se esses 40 corpos de prova em dois conjuntos de 20 lâminas cada (10 longitudinais e 10 transversais) e encaminhou-se um conjunto de cada condição amostrada para o tratamento térmico final, conforme realizado por fabricantes de motores elétricos. Desta forma, pôde-se avaliar a influência do tratamento térmico final em todas as condições de processo amostradas. O tratamento térmico final possuiu duração total de 16h e com temperatura máxima, durante seu ciclo, de 760°C¹. Todas as amostras foram enfiadas juntas neste tratamento térmico a fim de submetê-las ao mesmo ciclo térmico.

3.3 Ensaios

Para os materiais em análise, foram realizados ensaios de eletromagnéticos, ensaios mecânicos, análise metalográfica e análise de MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura, com o intuito de avaliar as propriedades obtidas com os diferentes parâmetros de processos utilizados. Nesta seção são apresentados os equipamentos e as normas utilizadas para a obtenção destes dados.

3.3.1 Ensaios Mecânicos

Foram realizados os ensaios de tração e de dureza nas amostras coletadas de aço para fins elétricos. O ensaio de tração consiste em submeter um corpo de prova à esforços trativos, onde obtém-se a relação tensão-deformação do corpo de prova, conforme a Fig. 3.2. Ao aplicar uma

¹ Os detalhes deste tratamento térmico não são apresentados por serem propriedade intelectual da empresa Kcel Motores Ltda.

tensão axial crescente em um corpo de prova metálico, este, inicialmente, sofre uma deformação elástica² e, a partir de uma certa deformação, experimenta uma deformação plástica³ até o momento de sua ruptura. Em um ensaio de tração, a transição entre a zona elástica e a zona plástica é uma propriedade mecânica conhecida como limite de escoamento (LE), que por convenção consiste na tensão resultante no material quando este sofre uma pequena deformação n (0,2% para os aços). Outra propriedade de interesse é o limite máximo de tensão que o material consegue suportar, conhecido com limite de resistência (LR)[56].

A razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência (LE/LR), a relação elástica, é uma forma de avaliar a ductilidade do material. Metais com alta relação elástica são menos dúcteis, pois a zona elástica termina próxima do limite máximo suportado pelo material fazendo com que sua deformação plástica seja pequena. Além desta relação, o alongamento sofrido pelo material desde o início da carga aplicada até a ruptura do mesmo é uma outra propriedade importante na avaliação da ductilidade do material. Conforme apresentado no item 2.3, a ductilidade tem influência na formação de rebarba no material durante o processo de corte. Assim, para este estudo, estas três propriedades foram avaliadas a fim de compreender e avaliar o desempenho mecânico dos aços para fins elétricos.

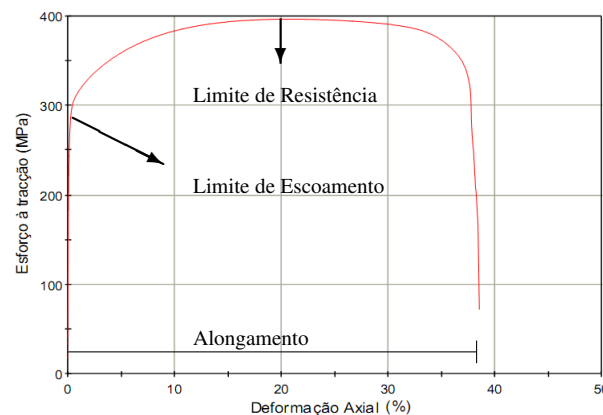


Figura 3.2: Curva tensão-deformação do aço **BC** com 3% de alongamento no laminador de encruamento recozido com ciclo **CR1**, obtido com a máquina de tração Instron [57].

Como forma de avaliar a ductilidade também é utilizado o ensaio de dureza Rockwell (HRB). A dureza é a medida da resistência de um material a uma deformação plástica localizada [56]. Para sua obtenção, é medida a profundidade de penetração de uma pequena esfera, subtraída da deformação elástica, quando sobre esta é aplicada uma carga padronizada. A dureza de um metal é inversamente proporcional à ductilidade, por isso esta propriedade também foi monitorada.

²É a deformação que pode ser restaurada, sem deixar uma deformação permanente, após a retirada da carga aplicadas no material.

³Deformação que não é restaurada após o alívio da tensão aplicada.

Os ensaios de tração foram realizados na *Máquina Universal de Ensaios - Instron 5585* [57] de acordo com a norma NBR 6673 [58] e os ensaios de dureza foram realizados no durômetro *Wilson - Rockwell 2001T* [59] segundo a norma NBR NM 146-1 [60].

3.3.2 Análise Metalográfica e MEV

Para analisar a microestrutura (tamanho de grão e precipitados) e a camada de óxido dos aços foram conduzidos ensaios nos microscópios ótico e eletrônico de varredura (MEV), respectivamente. Para a determinação do tamanho de grão e formação da cementita (Fe_3C) as amostras foram embutidas, polidas e atacadas quimicamente de acordo com os métodos desenvolvidos no laboratório central da ArcelorMittal Vega. Após preparadas as amostras foram analisadas no microscópio ótico *Olympus BX 51 M* [61] com base nas normas ASTM E 112 [62] e ASTM E 45 [63] para a determinação do tamanho de grão e classificação das fases, respectivamente. Estas caracterizações serviram de base para o estudo dos resultados eletromagnéticos obtidos com o ensaio de Epstein, os quais são apresentados no próximo capítulo.

A análise da camada de óxido foi realizada com o auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) *Jeol JSM-6360* [64] e do Espectrômetro por Dispersão de Energia (EDS) *Noran System SIX* [65]. As amostras de aço tratado termicamente foram primeiramente niqueladas⁴ e depois embutidas. A deposição de um revestimento de níquel foi realizada para evitar que o embutimento danificasse a camada de óxido ou que a mesma fosse difícil de ser observada. No MEV mediu-se a espessura da camada de óxido e no EDS avaliou-se sua composição química.

Uma caracterização completa da camada de óxido envolveria obter sua resistividade associada à resultados de desempenho energético de pacotes montados com e sem este revestimento (para observar o efeito deste nas perdas interlaminares). Neste estudo foi observado apenas o aspecto e a concepção química desta camada, ficando como sugestão para trabalhos futuros um estudo mais aprofundado deste tema.

3.3.3 Ensaio Eletromagnético

Conforme visto no item 1.4.5, o quadro de Epstein é utilizado para caracterizar o material quanto às suas propriedades magnéticas. Além do quadro de Epstein são necessários alguns equipamentos de potência e de medição para que o ensaio possa ser realizado. Deve-se ter uma fonte de tensão, aliada com um sistema de controle, capaz de proporcionar uma tensão senoidal

⁴Processo de eletrólise química para deposição de níquel sobre um objeto por meio da aplicação de uma diferença de potencial entre o objeto e uma peça de níquel, ambos submersos em uma solução de sulfato de níquel.

no enrolamento secundário do quadro de Epstein, além de equipamentos de medida como amperímetros, voltímetros e wattímetros. A norma aconselha ainda o uso de um osciloscópio para monitorar a tensão secundária.

Neste trabalho é utilizada a bancada de ensaio Brockhaus (*Electrical Steel Tester MPG*) [66] que além do quadro de Epstein, permite realizar o teste de chapa única, medidas em toroides e em estatores montados. Esta bancada possui todos os sistemas citados pela norma, exceto o osciloscópio, mas o *software* desta bancada apresenta o fator de forma⁵ da tensão de saída para cada medida, tornando possível monitorar a qualidade da mesma. A Fig. 3.3 mostra uma foto da bancada com os seus dispositivos.



Figura 3.3: Foto da bancada para caracterização de materiais ferromagnéticos - Brockhaus

Todos os ensaios eletromagnéticos dessa dissertação foram realizados na frequência de 60Hz com indução magnética de 1,5T, valores comumente usados pelas indústrias brasileiras de máquinas elétricas. A bancada Brockhaus fornece a perda total, dividindo esta entre as parcelas de histerese e dinâmica. Como a avaliação das perdas considerando estas parcelas não prejudica a análise dos resultados, será utilizada esta separação durante a avaliação do desempenho dos produtos. Os ensaios foram realizados no Grupo de Concepção e Análise de Dispositivos Eletromagnético - GRUCAD - detentor deste equipamento.

⁵O fator de forma (F) é a razão entre o valor eficaz de um período e o valor médio de um semi ciclo da forma de onda. Para a tensão elétrica: $F = \frac{V_{ef}}{V_{med}}$. Para uma forma de onda senoidal o fator de forma é igual a 1,11.

4 *Caracterização dos Materiais: Resultados e Discussões*

Após o processamento dos aços para fins elétricos **BC** e **UBC** foram conduzidos ensaios mecânicos e elétricos, conforme descrito no capítulo anterior. Os resultados obtidos com os ensaios, para as condições de processo abordadas (mostradas na Fig. 3.1), são apresentados, avaliados e discutidos neste capítulo.

4.1 *Análise das Características Mecânicas*

Dentre as propriedades mecânicas que caracterizam um metal serão estudadas a relação elástica, o alongamento e a dureza, pois estas são as de maior interesse quando o material é avaliado para o processo de corte das chapas de rotores e estatores. As medições foram realizadas em duplicata, sendo os resultados apresentados referentes às médias destas medições. Para as amostras processadas no recozimento em caixa, os resultados de cada propriedade são apresentados em um único gráfico contendo os dois graus de aços para cada ciclo térmico com a propriedade analisada em função do alongamento no laminador de encruamento (*Skin Pass Mill* - SPM).

Salienta-se que os ensaios mecânicos são obtidos apenas para o material não tratado, pois o processo de corte antecede o tratamento térmico final. Desta forma, após a estampagem as propriedades mecânicas não possuem grande relevância para o equipamento montado.

4.1.1 *Caracterização Mecânica do Material Full-Hard*

Os aços foram amostrados após a laminação a frio (material *Full-Hard*) para estudar a possibilidade de utilização deste material pela indústria de motores elétricos, uma vez que seu custo é reduzido, e para avaliar separadamente o efeito do recozimento em caixa e do tratamento térmico final sobre os aços deste estudo. Para tanto, a caracterização eletromecânica do material

se faz importante. Neste item são apresentados os resultados mecânicos destes materiais.

A redução de espessura provocada na laminação a frio deforma os grãos e aumenta o número de discordâncias nos materiais provenientes da laminação a quente, tornando-os menos dúcteis. A Fig. 4.1 apresenta o comportamento da ductilidade do material (representada pelo alongamento do mesmo) em função da redução a frio para o cobre, latão e o aço baixo carbono 1040.

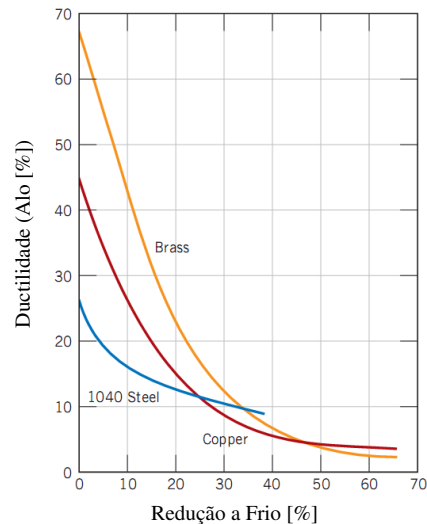


Figura 4.1: Efeito da laminação a frio sobre a ductilidade dos metais representada pelo alongamento do material [21].

Obtiveram-se para ambos os aços no estado *Full-Hard*, como esperado, resultados mecânicos que indicam baixa ductilidade (como por exemplo o alongamento inferior a 2% e a relação elástica superior a 0,9) e alta resistência mecânica. A Tabela 4.1 apresenta os resultados das propriedades mecânicas obtidas para as bobinas de aço baixo carbono e ultra baixo carbono.

Tabela 4.1: Resultados mecânicos dos aços baixo carbono e ultra baixo carbono no estado *Full-Hard*.

Grau de Aço	LE [MPa]	LR [MPa]	LE / LR	Alo [%]	Dureza [HRB]
BC	796	860	0,92	2	95,7
UBC	885	920	0,96	1	98,1

A alta resistência mecânica encontrada nestes materiais pode provocar desgaste excessivo nas ferramentas do processo de corte das chapas do rotor e do estator. Como o recozimento em caixa restaura parcialmente a microestrutura do aço, um curto tratamento térmico neste processo pode ajustar as propriedades mecânicas para valores aceitáveis de resistência e ductilidade. A utilização de materiais com um ciclo bastante curto seria benéfica para o fabricante de aço no ganho de produtividade e para o cliente no processo de estampagem. Faz-se necessário um

estudo detalhado para definir os valores de propriedades mecânicas para o processo de corte ao avaliar as propriedades mecânicas do material *Full-Hard*.

Como as demais amostras são processadas no recozimento em caixa, a ductilidade do material é parcialmente restaurada. As propriedades mecânicas destes aços sofrem alterações com o ciclo de recozimento em caixa e com o alongamento no laminador de encruamento, como é discutidos nos próximos itens.

4.1.2 Relação Elástica

Quanto à relação elástica, esperam-se valores elevados para que se consiga um bom rendimento no processo de corte, como comentado no capítulo 3. A Fig. 4.2 apresenta a relação elástica para as diferentes condições de processo antes do tratamento térmico final. Nota-se que o material sem encruamento possui maior relação elástica e que a mesma tende a diminuir, inicialmente. Com o aumento do alongamento no SPM, os valores da relação elástica voltam a se elevarem. O ciclo **CR1** empregado no aço **UBC** resultou em uma baixa relação elástica para a condição sem encruamento, quando comparado aos demais resultados na mesma condição de encruamento.

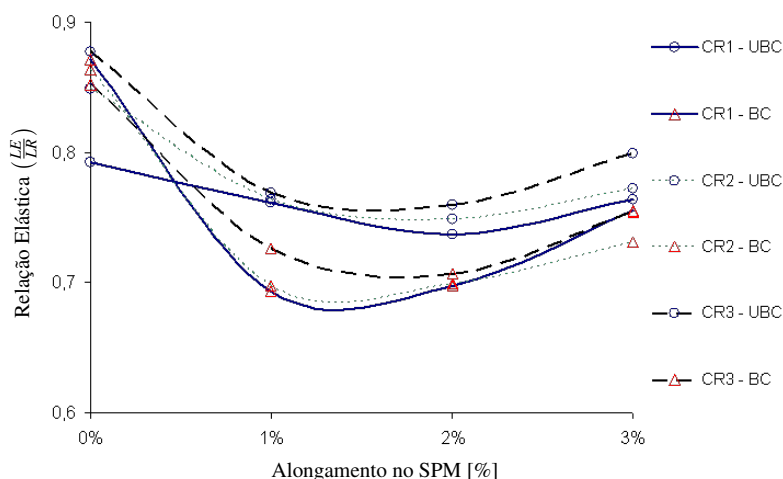


Figura 4.2: Relação Elástica em função do alongamento provocado pelo SPM.

Os ciclos mais curtos elevam a relação elástica do material devido, principalmente, ao aumento do limite de escoamento do material, conforme pode ser observado na Fig. 4.3(a). O limite de resistência, Fig. 4.3(b), aumenta em função do encruamento para os aços **UBC** e possui baixa influência sobre os aços **BC**. Tendo em vista a relação elástica, ambos os aços sem encruamento possuem bons resultados, exceto a condição **CR1 - UBC**. Porém, o aço **UBC** possui maior relação elástica para as demais condições de recozimento e encruamento.

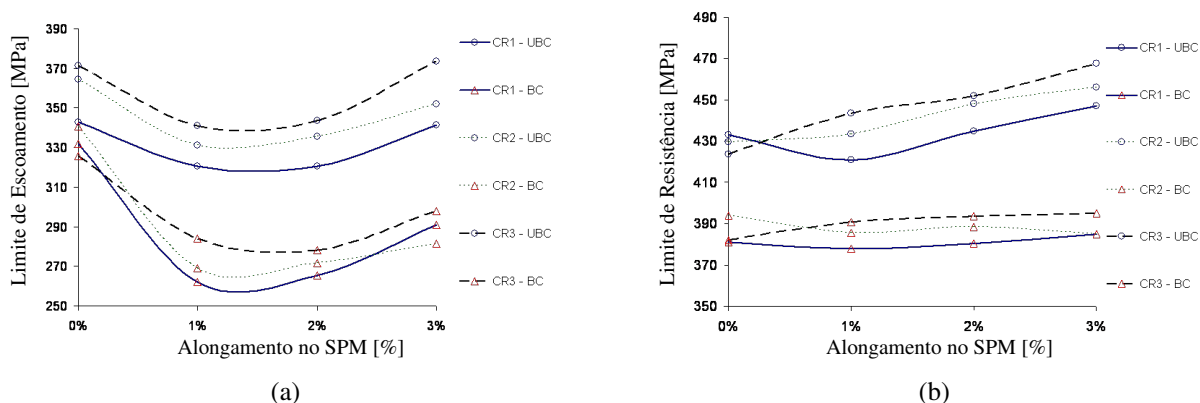


Figura 4.3: Influência do alongamento provocado pelo SPM nos limites de (a) escoamento e (b) resistência.

O limite de escoamento possui um comportamento parabólico para ambos os aços. Este decresce, inicialmente, com uma pequena redução no laminador de encruamento porque as discordâncias vencem o efeito ancorador dos átomos intersticiais (C e N) que as permeiam, seu valor aumenta novamente devido ao efeito de endurecimento por deformação a frio [67]. Os aços **UBC** possuem maiores limites de escoamento e resistência devido à sua composição química. O efeito endurecedor dos elementos químicos Mn, Si, e P são a principal causa deste incremento na resistência do material. Para as demais propriedades mecânicas em estudo (alongamento e dureza), este efeito também é observado, evidenciando a maior resistência e menor ductilidade dos aços **UBC** quando comparados com os aços **BC**.

4.1.3 Alongamento

O alongamento do material medido no ensaio de tração indica quanto o comprimento do corpo de prova aumenta até o momento da sua ruptura. Quanto maior o valor do alongamento, mais dúctil será o metal [56] e maior será a formação de rebarba durante o processo de corte.

A Fig. 4.4 apresenta o comportamento desta propriedade para as condições de processo em estudo. De acordo com este gráfico, os aços **UBC** possuem menor valor de alongamento e são mais influenciados pelo encruamento (decrecendo com o aumento deste). Com relação ao aço **BC**, apenas o ciclo mais curto apresentou queda com o aumento do encruamento. As demais condições não se mostraram influenciadas.

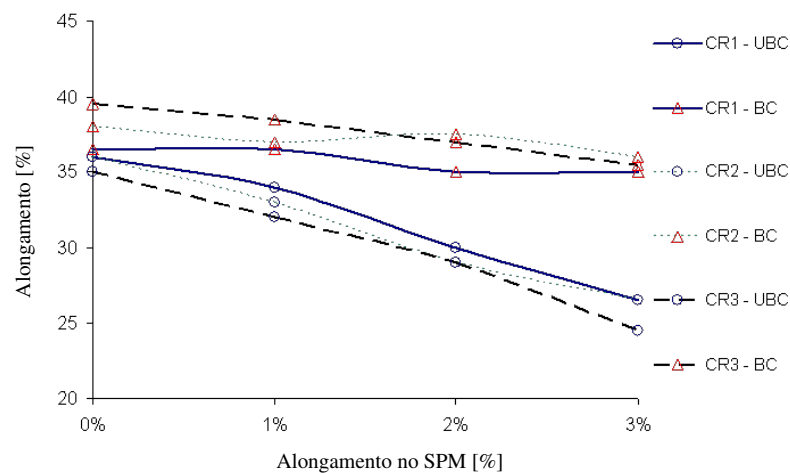


Figura 4.4: Alongamento em função do encruamento provocado pelo SPM.

4.1.4 Dureza

Como as demais propriedades citadas, a dureza é uma forma de monitorar a ductilidade dos materiais. Materiais mais duros são menos dúcteis, melhorando o processo de corte. A Fig. 4.5 apresenta o resultado de dureza obtido com as diferentes condições de processo.

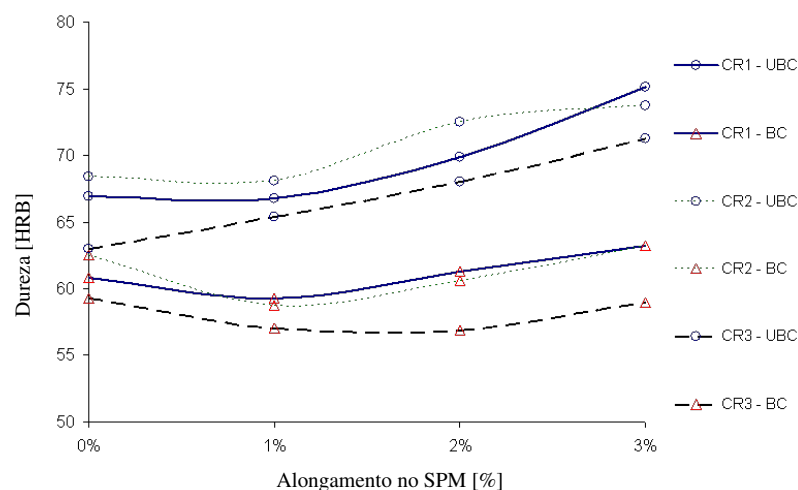


Figura 4.5: Dureza em função do encruamento provocado pelo SPM.

Como pode ser observado, os aços **UBC** possuem maior dureza para todas as condições de encruamento e são mais afetados pelo mesmo. Os aço **BC** se mostram pouco influenciados pelo encruamento, assim como ocorreu para o alongamento.

4.1.5 Considerações sobre a Avaliação das Propriedades Mecânicas

Analisando os resultados mecânicos, pode-se concluir que os aços **UBC** possuem propriedades superiores às do aço **BC**, do ponto de vista do processo de corte, e que os mesmos são mais afetados pelo alongamento no laminador de encruamento. Esta vantagem em propriedades mecânicas deve-se à composição química do material. Embora o aço **BC** possua mais carbono, o que aumenta a resistência dos aços, o aço **UBC** possui maiores teores dos elementos químicos Al, P, Si e Mn que conferem maior dureza através de seus efeitos endurecedores [30].

Ma et al. [67] apresentam um estudo sobre o efeito do encruamento sobre as propriedades mecânicas (LE, LR e Alo) de um aço baixo carbono, no qual também foram aplicados encruamentos entre 0 e 3%. A Fig. 4.6 mostra os resultados obtidos com o ensaio de tração para diferentes condições de encruamento, para os materiais sob as mesmas condições nos demais processos.

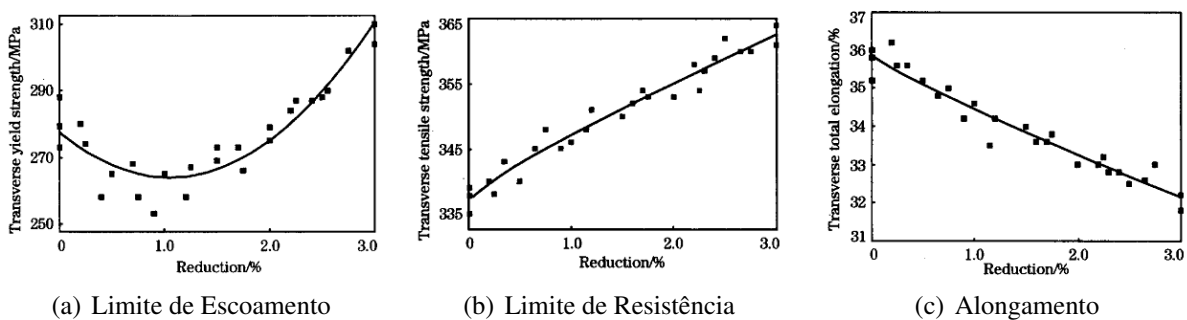


Figura 4.6: Efeito do encruamento sobre as propriedades mecânicas do ensaio de tração [67].

As constatações destes autores são similares às encontradas para os aços **BC** e **UBC** desta dissertação: o limite de escoamento possui um comportamento parabólico e o alongamento decai com o encruamento seguindo a tendência $\delta = \delta_0 + K_0 \varepsilon^{K_1}$, onde δ é o alongamento, δ_0 é o alongamento sem encruamento, ε a redução no SPM e K_0 e K_1 são constantes. O comportamento do limite de resistência das amostras de ambos os aços com ciclo mais curto (**CR3**) também estão de acordo com os resultados obtidos por estes autores. Pois o limite de resistência aumenta com o encruamento seguindo a relação $\sigma = \sigma_0 + K_2 \varepsilon^{K_3}$, onde σ é o limite de resistência, σ_0 é o limite de resistência sem encruamento e K_2 e K_3 são constantes. Porém, as demais amostras não seguem esta tendência devido à redução do valor da resistência quando o alongamento passa de 0 para 1%. Uma curva polinomial de terceira ordem define melhor estas demais amostras.

Para efeito comparativo dos valores obtidos, é apresentado na Tabela 4.2 as propriedades mecânicas típicas de dois aços para fins elétricos produzidos pela empresa ArcelorMittal

Inox [68]. Na Tabela 4.3 são apresentados os resultados obtidos com os aços **UBC-CR1** nas condições 0 e 3% de encruamento. Comparando-se os resultados da Tabela 4.3 com os da Tabela 4.2, nota-se que as propriedades mecânicas dos aços **UBC** estão próximas das propriedades mecânicas dos aços ofertados no mercado. Comparando-se o aço **UBC** sem encruamento com o aço E230 [68] observa-se que o aço **UBC** possui relação elástica 9,72% mais elevada, alongamento 20% maior e dureza 17,22% menor.

Tabela 4.2: Resultados típicos de dois aços para fins elétricos [68].

Aço	LE [MPa]	LR [MPa]	LE / LR	Alo [%]	Dureza [HV5]	Dureza [HRB]*
E230	315	438	0,72	30	154	81
E105	379	473	0,80	24	183	90

* - Convertido com base na norma ASTM E 140-05 [69].

Tabela 4.3: Resultados do aço **UBC-CR1** sem encruamento e com 3% de encruamento.

Aço	LE [MPa]	LR [MPa]	LE / LR	Alo [%]	Dureza [HRB]
UBC 0%	343	433	0,79	36	67
UBC 3%	342	447	0,76	26	75

Como tem-se uma relação elástica mais apropriada para os aços sem encruamento, porém alongamento e dureza com melhores resultados para os aços com 3% de encruamento, seria necessário um teste de estampagem para verificar a melhor condição de processo para o corte das chapas do motor. Esta etapa não pode ser verificada neste trabalho, ficando como proposta para um trabalho futuro. Entretanto, o conjunto de resultados, quando comparados com a Tabela 4.2, sugere que ambas as condições teriam bom desempenho.

4.2 Formação de Precipitados

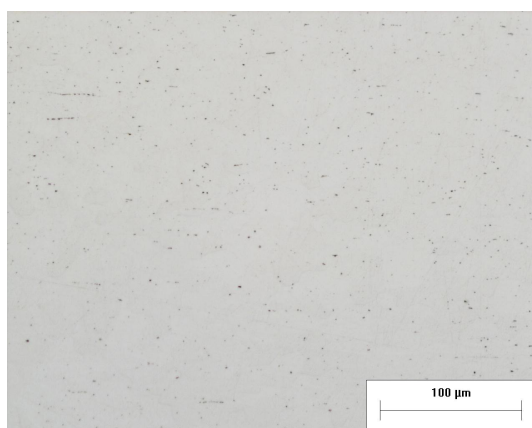
A análise metalográfica dos precipitados auxilia no entendimento dos resultados obtidos com os diferentes tipos de aço. Nos aços em estudo, encontra-se predominantemente a formação da fase cementita (Fe_3C) devido à composição química destes materiais. Conforme mencionado no item 2.2.1, os precipitados de Fe_3C atuam diretamente sobre as perdas magnéticas ao reduzi-rem a mobilidade dos domínios magnéticos e indiretamente devido ao retardo da recristalização do material e, conseqüentemente, redução do tamanho de grão.

Os diferentes teores de carbono entre os aços baixo carbono e ultra baixo carbono resultam em diferentes volumes de cementita. Como o tratamento térmico final tem também a função de descarbonetar o material, o volume de cementita para os aços altera-se após este processo. A análise metalográfica, expressa na Fig. 4.7, apresenta formação da cementita nos aços baixo

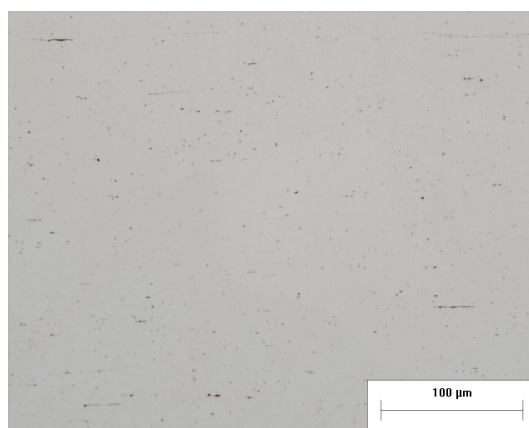
carbono e ultra baixo carbono (pontos escuros nas figuras), antes e após o tratamento térmico final. A Tabela 4.4 apresenta os teores de carbono e de cementita destas amostras de aço.

Tabela 4.4: Teor de carbono e cementita (Fe_3C) antes e após o tratamento térmico final para os aços **BC** e **UBC**.

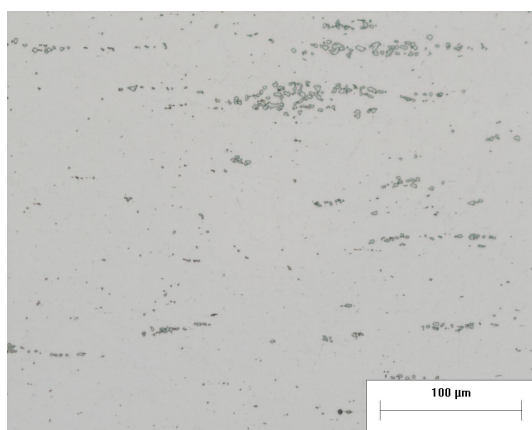
Grau de Aço	Teor de Carbono [%]		Teor de Fe_3C [%]	
	Não Tratado	Tratado	Não Tratado	Tratado
BC	0,0378	0,0011	3,2	0,9
UBC	0,0049	0,0009	1,2	0,7



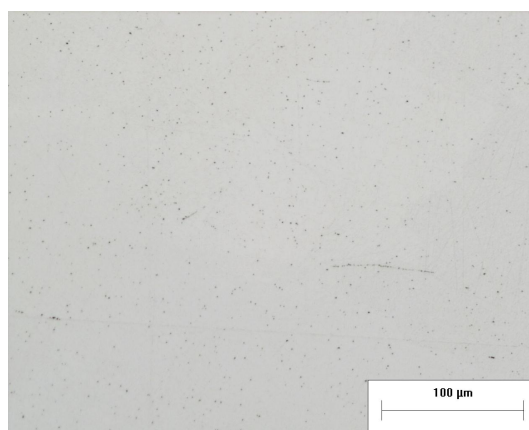
(a) **UBC** não tratado - 1,2% de Fe_3C .



(b) **UBC** tratado - 0,7% de Fe_3C .



(c) **BC** não tratado - 3,2% de Fe_3C .



(d) **BC** tratado - 0,9% de Fe_3C .

Figura 4.7: Formação de cementita (Fe_3C) nos aços **BC** e **UBC** processados com ciclo **CR3** e encruamento de 3% com e sem tratamento térmico final. Aumento de 200x.

Como esperado, o teor de cementita do aço baixo carbono não tratado é maior do que o do aço ultra baixo carbono nesta mesma condição. Após o tratamento térmico, o teor de carbono de ambos os aços são similares, tornando similar o teor de cementita. Desta forma, as perdas por histerese provavelmente irão diferir entre os dois aços não tratados, principalmente, por causa do tamanho de grão e dos precipitados. Nos aços tratados, as perdas por histerese devem diferir principalmente devido ao tamanho de grão final [40, 41].

4.3 Tamanho de Grão

No item 2.2.2 foi comentado a influência do tamanho de grão sobre as propriedades elétricas dos aços para fins elétricos. O tamanho de grão de aços semi processados desejado pela indústria de máquinas elétricas é obtido após o tratamento térmico final e está relacionado com o encruamento utilizado. Com intuito de produzir um aço totalmente processado, deseja-se obter um tamanho de grão satisfatório antes do tratamento térmico final a fim de reduzir as perdas por histerese do material.

4.3.1 Tamanho de Grão sem Tratamento Térmico Final

O tamanho de grão antes do tratamento térmico final é dependente da composição química do material e do ciclo térmico, porém não é alterado com o encruamento aplicado nos aços em estudo. Isto porque a deformação provocada pelo encruamento aplicado (máxima de 3%) no aço não é o suficiente para deformar os grãos, diferentemente do que ocorre na laminação a frio, onde a redução aplicada é muito superior à do laminador de encruamento (encontra-se no Apêndice A as metalografias das amostras **CR3-BC** e **CR3-UBC**, onde observa-se que o tamanho de grão não varia). Sob este enfoque, a Fig. 4.8 apresenta o tamanho de grão (na numeração ASTM¹) dos aços elétricos após o recozimento em caixa para os três ciclos térmicos aplicados (representados pelos tempos de encharque de cada ciclo).

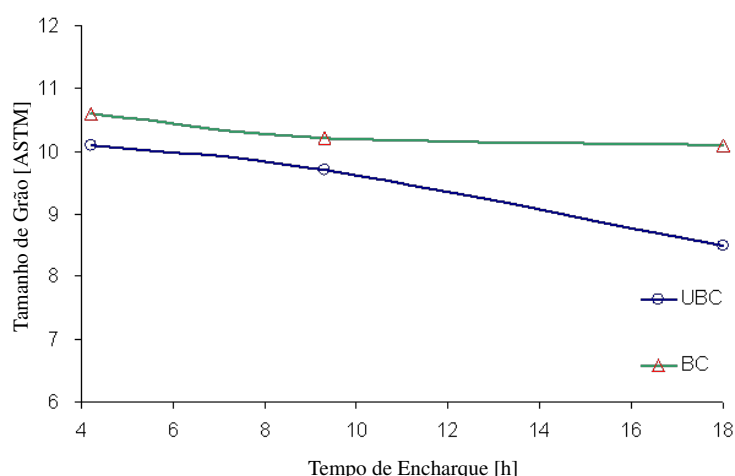


Figura 4.8: Tamanho de grão antes do tratamento térmico final dos aços **BC** e **UBC**.

O tamanho de grão do aço **UBC** é maior que do aço **BC** devido ao volume e dispersão de precipitados. Além disso, o tamanho de grão aumenta com o tempo de encharque, sendo o aço

¹Na norma ASTM E 112 [62] quanto menor a numeração maior é o tamanho de grão médio da amostra. Por exemplo: um material com tamanho de grão 1,0 possui grãos com diâmetro médio igual a 0,2540mm enquanto um material com tamanho de grão 10,0 possui grãos com diâmetro médio igual a 0,0112mm.

UBC mais susceptível ao ciclo térmico. A Fig. 4.9 mostra a análise metalográfica do tamanho de grão das amostras **CR1-UBC** e **CR1-BC** sem encruamento, onde é possível notar a diferença no tamanho de grão destas amostras (8,5 e 10,1 ASTM, respectivamente).

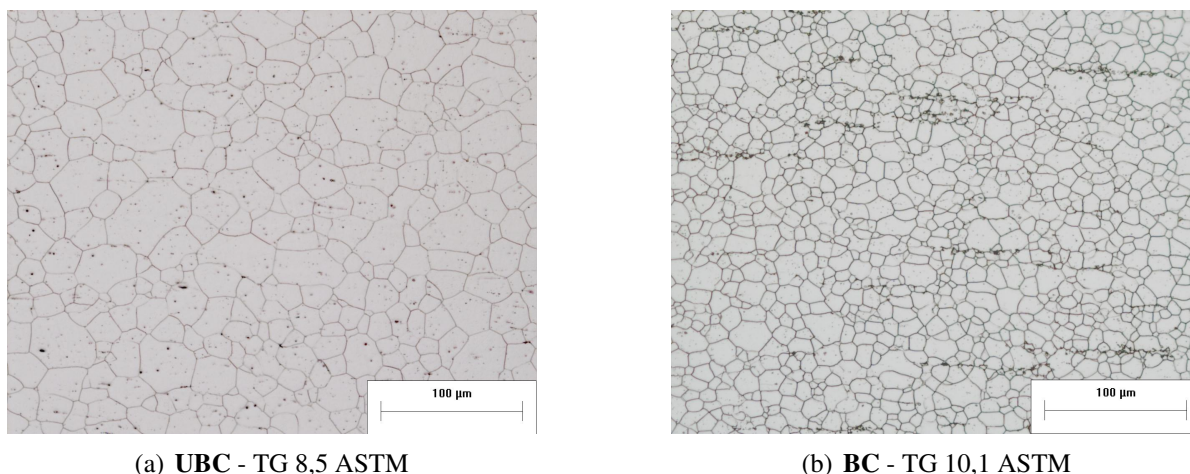


Figura 4.9: Análise metalográfica do tamanho de grão antes do tratamento térmico final. Aumento de 200x.

4.3.2 Tamanho de Grão Após o Tratamento Térmico Final

Se por um lado o encruamento não possui influência no tamanho de grão do material recozido, por outro é extremamente importante para o crescimento de grão no tratamento térmico final. A energia interna armazenada pelo material durante o processamento no laminador de encruamento é o catalisador para o crescimento de grão no ciclo térmico final. A Fig. 4.10 apresenta o tamanho de grão em função da redução no SPM dos aços **BC** e **UBC** para os três ciclos térmicos no recozimento em caixa.

Conforme pode ser observado na Fig. 4.10, o tamanho de grão aumenta com o aumento da redução no SPM. Entretanto, é importante atentar para o tamanho dos grãos das amostras com 1% e 2% de redução, principalmente das amostras **CR1-UBC** com 1% e **CR1 - BC** com 2%. Nota-se no gráfico que estas amostras não seguem a tendência esperada: o aumento do tamanho de grão com o aumento do encruamento. A definição do tamanho de grãos para todas as amostras com 1% de redução e para as amostras do aço baixo carbono com 2% não é de fácil obtenção devido ao crescimento heterogêneo dos mesmos, o qual pode ser observado na metalografia das amostras **CR1 - UBC** sem encruamento e com 1% de encruamento mostrado na Fig. 4.11 (todas as análise metalográfica de tamanho de grão dos aços após o tratamento térmico podem ser encontradas no Apêndice B). Utilizando o método da norma ASTM E 112 [62] para a análise metalográfica da Fig. 4.11, encontram-se tamanhos de grão similares en-

tre as amostras com 0% e 1% de encruamento. Entretanto, pode ser visto que a amostra com 1% de encruamento possui grãos com tamanhos grandes decorrentes da energia armazenada com a redução. Ou seja, o encruamento promoveu um crescimento de grão heterogêneo resultando em tamanhos de grão médios similares entre as amostras. Todas as amostras com 1% de encruamento e as amostras do aço **BC** com 2% obtiveram crescimento heterogêneo dos grão (conforme pode ser observado no Apêndice B). Isto indica que não há distribuição uniforme da tensão interna no processamento com baixa redução. Enquanto para o aço **UBC** a redução de 2% é suficiente para um crescimento homogêneo, o mesmo só ocorre com 3% de encruamento para o aço **BC**. Assim sendo, torna-se adequado neste estudo relacionar as propriedades eletromecânicas com o alongamento provocado pelo SPM, pois leva-se em conta o efeito da energia aplicada no material sobre estas propriedades.

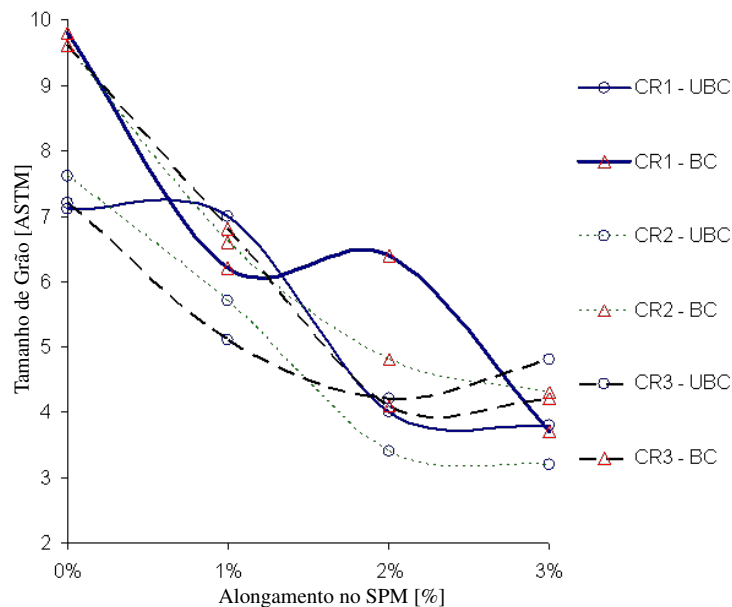


Figura 4.10: Tamanho de grão dos aços **BC** e **UBC** após o tratamento térmico final.

É importante observar que as amostras sem encruamento sofrem um crescimento de grão durante o tratamento térmico final, mesmo sem ter a energia cedida pelo laminador de encruamento. Isto mostra que o aço ainda pode sofrer um crescimento de grão no recozimento em caixa com ciclos diferentes. Isto não implica, necessariamente, em aumentar o tempo de encharque, mas sim elevar a temperatura de encharque para obter tamanhos de grão similares ao encontrado após o tratamento térmico final. Landgraf, Takanohashi e Campos [42] apresentam resultados que mostram o efeito da temperatura sobre o tempo de encharque para se atingir o tamanho de grão final. É apresentado que um determinado aço atinge seu tamanho de grão final a 600°C após 70h de recozimento e que este mesmo aço atinge o mesmo tamanho de grão depois de 15 minutos de recozimento a 760°C. Desta forma, ciclos de recozimento em caixa com

temperaturas elevadas podem gerar tamanhos de grão mais satisfatórios para os aços totalmente processados (sem o tratamento térmico final).

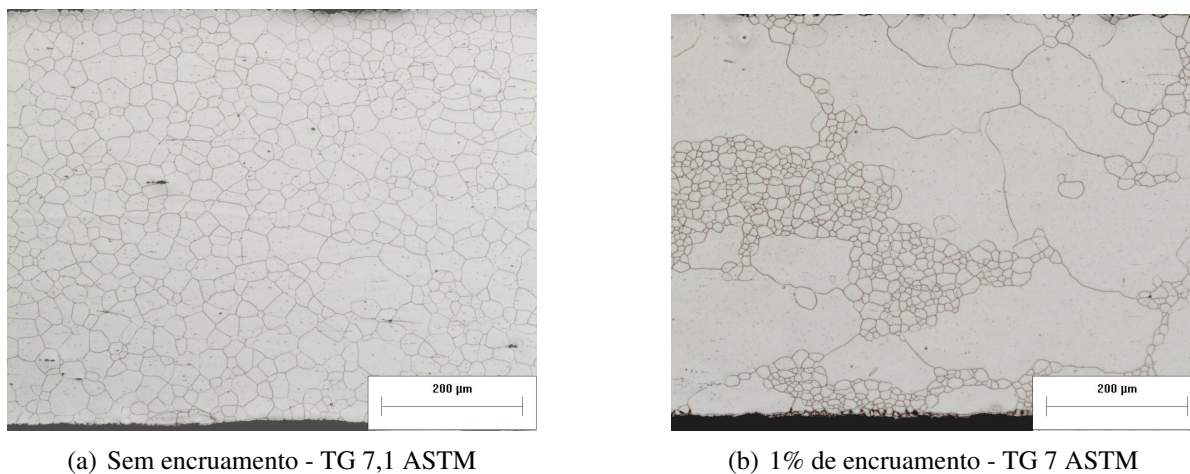
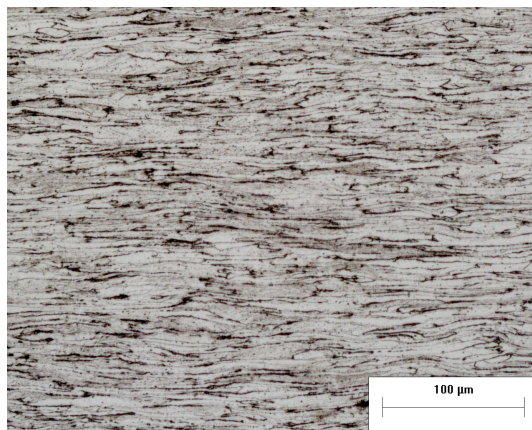
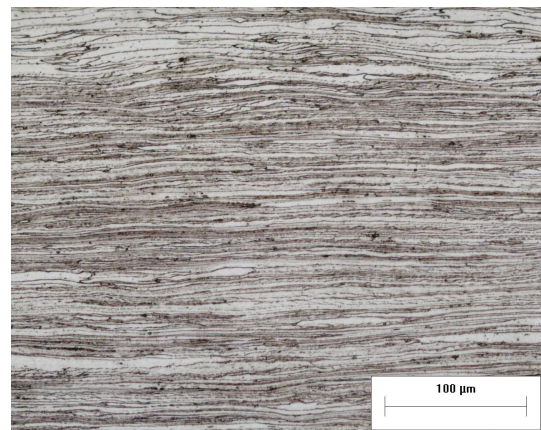
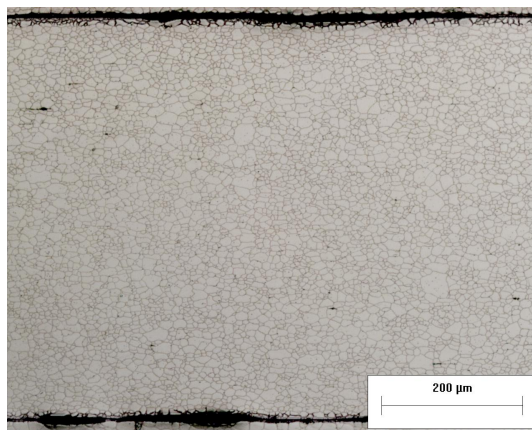
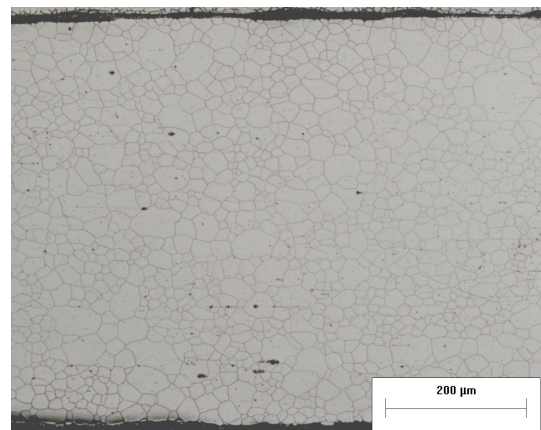


Figura 4.11: Análise metalográfica do tamanho de grão após tratamento térmico final para o aço ultra baixo carbono recozido com ciclo **CR1**. Aumento de 100x.

4.3.3 Tratamento Térmico e Crescimento de Grão no Material *Full-Hard*

Foram realizadas análises metalográficas nas amostras de *Full-Hard* com e sem tratamento térmico final. A alta redução de espessura provocada pelo processo de laminação a frio deforma os grãos do aço proveniente da laminação a quente. A deformação provocada é tal que não faz sentido tratar do tamanho de grão de bobinas *Full-Hard*, pois os grãos do aços estão alongados e indefinidos. Isto pode ser observado nas Fig. 4.12(a) e 4.12(b) que mostram a metalografia do material *Full-Hard*.

Com o tratamento térmico final ocorre a recrystalização e o crescimento de grão deste material, tal qual ocorre com o recozimento em caixa. Porém, devido à diferença entre os ciclos (temperatura, tempo de recozimento etc.), obtêm-se diferentes tamanhos de grão. Neste caso, o ciclo do tratamento térmico proporcionou a estes aços tamanhos de grão similares aos encontrados para as amostras **CR1 - BC** e **CR1 - UBC** sem encruamento e antes do tratamento térmico final.

(a) **BC** não tratado. Aumento 200x.(b) **UBC** não tratado. Aumento 200x.(c) **BC** tratado - TG 10,2 ASTM. Aumento 100x.(d) **UBC** tratado - TG 8,3 ASTM. Aumento 100x.Figura 4.12: Metalografia dos materiais no estado *Full-Hard* (a-b) não tratado e (c-d) tratado.

4.4 Uma Análise Inicial da Camada de Óxido

A camada de óxido tem a finalidade de aumentar a resistência elétrica entre as chapas do estator e do rotor para reduzir as perdas interlaminares. Uma avaliação detalhada da camada de óxido envolveria medidas de resistência elétrica e análise dos efeitos desta sobre as perdas interlaminares em motores elétricos montados. Estas análises são complexas e não são o foco deste trabalho. Assim, nesta seção são apenas apresentadas a morfologia da camada para os aços **UBC** e **BC** e sua composição química, realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) e no espectrômetro por dispersão de energia (EDS), respectivamente, conforme indicado no item 3.3.2.

A Fig. 4.13 mostra a camada de óxido nos aços **UBC** e **BC**, a qual se encontra entre a camada protetiva de Níquel e o metal. Esta camada é bastante similar para os dois graus de aço,

possuindo uma espessura média de $0,21 \mu\text{m}$ para o aço **UBC** e $0,31 \mu\text{m}$ para o aço **BC**.

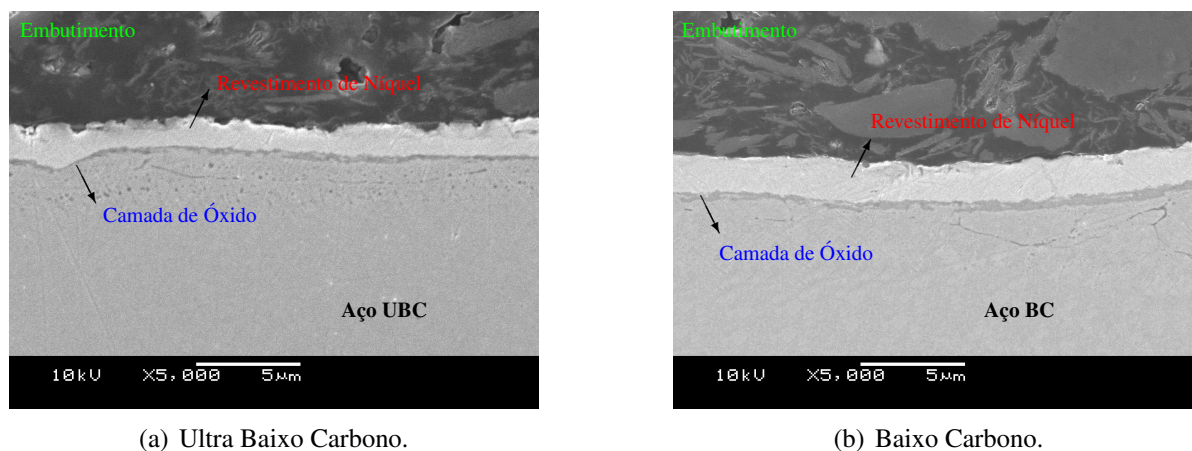


Figura 4.13: Foto em MEV das amostras com ciclo CR2 e 3% de redução. Aumento de 5000x.

A composição química da camada é apresentada na Tabela 4.5, onde é encontrado, como esperado, o oxigênio responsável pela oxidação do material. É importante salientar que a análise de EDS é semi-quantitativa, e equipamentos com maiores precisões e métodos mais adequados seriam mais indicados para uma análise mais detalhada da composição.

Tabela 4.5: Composição química via EDS da camada de óxido dos aços **BC** e **UBC**.

Grau de Aço	O	Al	Si	Mn	Fe
BC	3,08	-	0,35	1,48	95,09
UBC	1,89	0,47	1,10	4,24	92,30

* - A análise de EDS é semi-quantitativa.

Embora esta análise não seja completa para a avaliação da camada de óxido, pôde-se observar ao longo das amostras uma camada uniforme e contínua, indicando que os materiais não possuem algum tipo de inibição quanto à formação deste revestimento.

4.5 Propriedades Eletromagnéticas dos Aços

Em se tratando de aços para fins elétricos, as propriedades mais discutidas na literatura são as propriedades eletromagnéticas. As perdas eletromagnéticas nos núcleos dos dispositivos são de grande importância no rendimento final do produto, assim como a permeabilidade magnética. Esta última tem influência no tamanho do dispositivo e na intensidade da corrente elétrica de magnetização, pois há necessidade de um maior volume de aço, caso o valor da indução de saturação for relativamente baixo, ou uma corrente mais elevada de magnetização quando a permeabilidade magnética é relativamente baixa.

Nesta última seção são apresentados os resultados de testes obtidos no Quadro de Epstein para as amostras tratadas e não tratadas termicamente no cliente. As perdas eletromagnéticas e a permeabilidade são apresentadas em função das variáveis em questão, a fim de se proporcionar a avaliação da melhor condição de processo e de composição química para os aços sem o tratamento térmico final (totalmente processado) e com o tratamento térmico final (semi processados).

4.5.1 Perdas e Permeabilidade sem Tratamento Final

Com o intuito de produzir aços totalmente processados, as perdas e a permeabilidade magnética devem ser otimizadas antes do tratamento térmico final, o qual é um processo longo e que agrega custos para o produto final. A Fig. 4.14 apresenta o resultado para as perdas totais a 1,5T e 60Hz das amostras sem tratamento térmico final em função da redução no SPM.

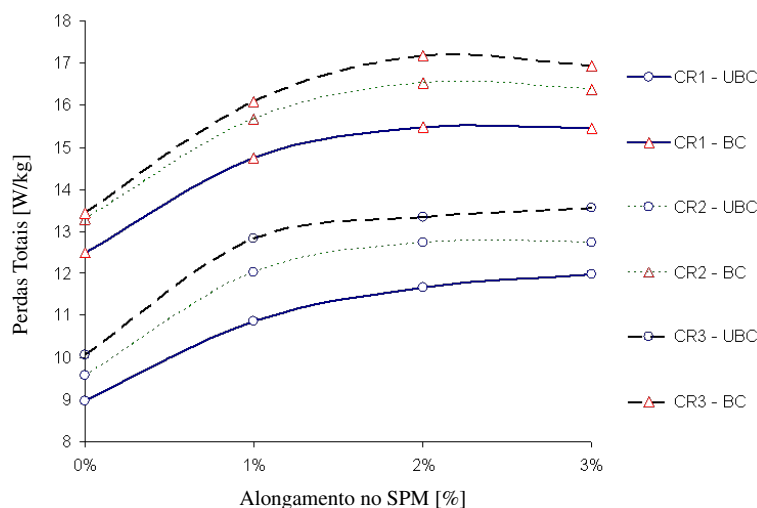


Figura 4.14: Perdas totais a 1,5T e 60Hz das amostras sem tratamento térmico final.

É interessante notar que, embora o tamanho de grão dos aços não tratados não varie com a redução no SPM, as perdas aumentam em função da redução. Isto ocorre porque a deformação provocada pelo SPM gera discordâncias no material [21] e estas reduzem a mobilidade das paredes dos domínios magnéticos, aumentando as perdas por histerese [23]. Este fato pode ser observado na Fig. 4.15(a) que mostra as perdas por histerese a 1,5T em função da redução no SPM. Os valores de perdas por histerese aumentam com a deformação aplicada.

A Fig. 4.15(b) apresenta as perdas dinâmicas do aço em estudo. Com base na Fig. 4.15(b), pode-se afirmar que as perdas dinâmicas dependem da composição química do material (a qual é relacionada com a condutividades do mesmo) e é praticamente independente dos demais parâmetros de processo. Neste caso, a composição química do material **UBC** possui

vantagem em relação a composição química do aço **BC** com relação às perdas dinâmicas. A pequena redução do valor das perdas dinâmicas entre as amostras sem encruamento e com 1% deve-se, provavelmente, ao método de separação das perdas da bancada Brockhaus utilizada [66]. Nota-se nesta faixa um abrupto aumento das perdas por histerese e queda acentuada da permeabilidade magnética (vide Fig. 4.16).

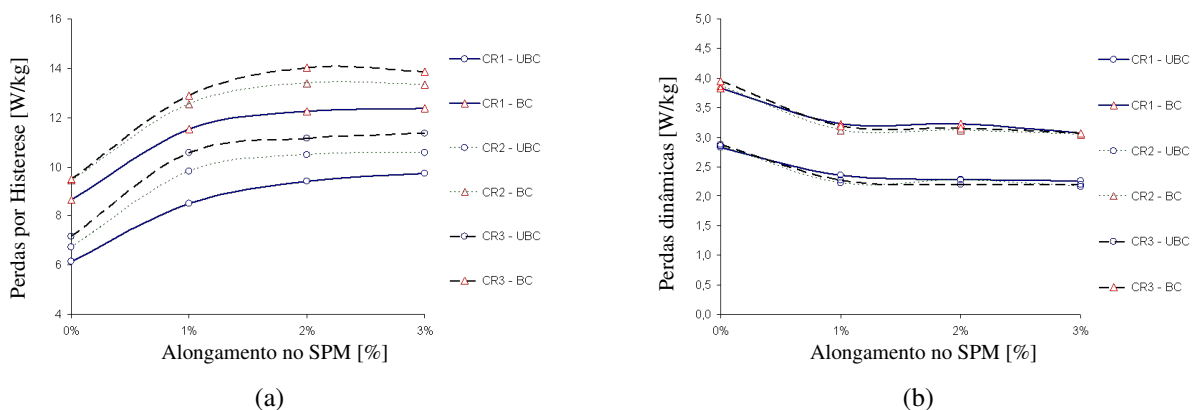


Figura 4.15: Influência do alongamento provocado pelo SPM nas perdas (a) por histerese e (b) dinâmicas a 1,5T e 60Hz, sem tratamento térmico final.

Diferentemente das perdas dinâmicas, as perdas por histerese são dependentes do alongamento e do ciclo térmico, além da composição química (na qual considera-se também o efeito dos precipitados). O ciclo de recozimento em caixa, por provocar diferentes tamanhos de grão, diferencia as amostras quanto às perdas por histerese. E, como discutido anteriormente, a deformação provoca um aumento nas perdas por histerese devido à geração de discordâncias no material.

A Fig. 4.16 apresenta os resultados obtidos para a permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz. As amostras sem encruamento dos aços **UBC** apresentam maior permeabilidade que as amostras dos aços **BC**. Isto se altera com a aplicação do alongamento sobre os materiais. O encruamento inicialmente possui um efeito pronunciado sobre a permeabilidade, fazendo-a reduzir abruptamente ao ser aplicado 1% de redução no material. Para os demais valores de redução, obtiveram-se valores similares ao encontrado para 1%, ou seja, o aumento na redução não deteriora ainda mais o material quanto a essa propriedade.

Entre os resultados apresentados para os aços sem tratamento térmico final, a amostra com melhor desempenho é a **CR1 - UBC** sem encruamento. A composição química, o tamanho de grão encontrado para esta amostras (vide Fig. 4.8) e a ausência de deformação no SPM são os fatores que a tornam, do ponto de vista eletromagnético, superior às demais amostras. A ausência de deformação no SPM se mostra essencial na produção dos aços totalmente processados.

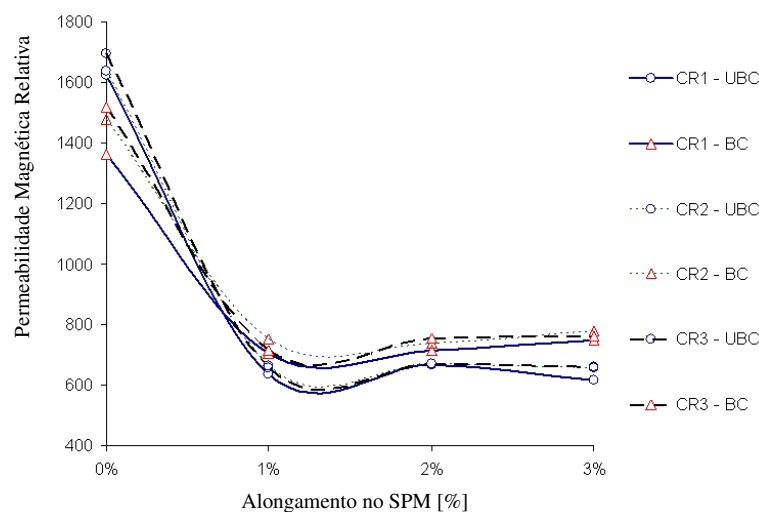


Figura 4.16: Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz.

4.5.2 Perdas e Permeabilidade com Tratamento Final

A Fig. 4.17 apresenta as perdas totais (1,5T e 60Hz) em função do alongamento no SPM das amostras após o tratamento térmico final. A evolução das perdas magnéticas é inversamente proporcional à redução no SPM. Observa-se que os aços **UBC** possuem menores perdas para todas as condições, assim como ocorreu nas amostras sem tratamento térmico final.

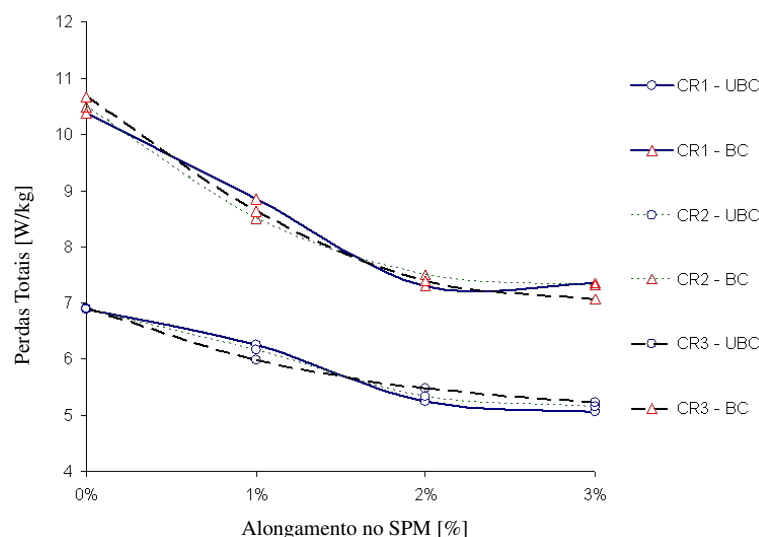


Figura 4.17: Perdas totais a 1,5T e 60Hz das amostras com tratamento térmico final.

Sob ponto de vista eletromagnético, o encruamento é aplicado para aumentar a energia interna que é convertida em crescimento de grão durante o tratamento térmico. O aumento do tamanho de grão com o aumento do encruamento (Fig. 4.10) nos aços após tratamento térmico leva à redução das perdas magnéticas por histerese. A Fig. 4.18(a) mostra o efeito do tratamento térmico sobre as perdas por histerese dos aços **UBC** e **BC**. Observa-se que as perdas

por histerese reduzem em função do aumento da deformação no SPM.

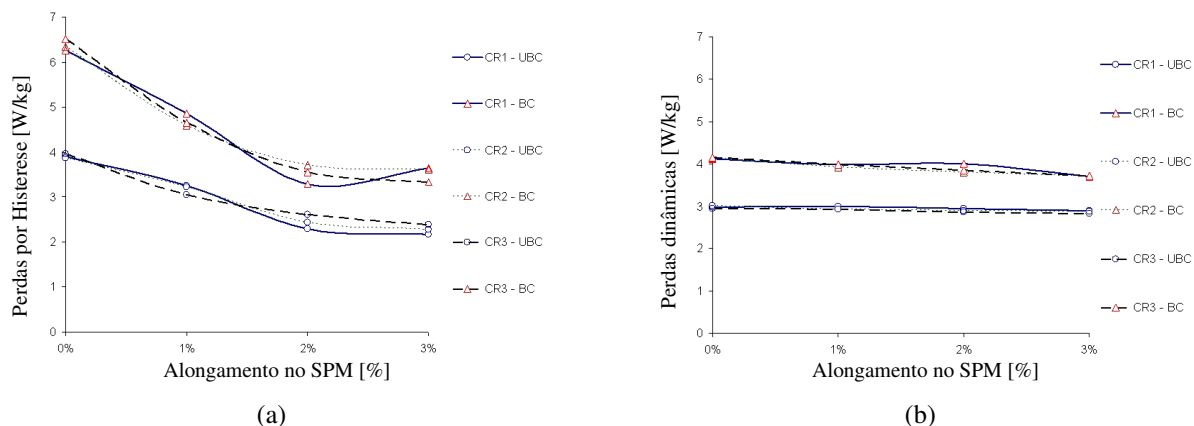


Figura 4.18: Influência do alongamento provocado pelo SPM nas perdas (a) por histerese e (b) dinâmicas a 1,5T e 60Hz, com tratamento térmico final.

Além do aumento do tamanho de grão, o tratamento térmico reduz o teor de cementita e proporciona uma orientação cristalográfica mais favorável, influenciando também a diminuição das perdas magnéticas (a análise da orientação cristalográfica não foi avaliada neste trabalho, mas seu efeito não deve ser ignorado [42]).

A influência da redução do teor de carbono e, conseqüentemente, da cementita durante a descarbonetação do tratamento térmico final pode ser melhor entendida observando as amostras do aço **BC** sem encruamento. A Tabela 4.6 mostra o tamanho de grão e as perdas por histerese antes e após o tratamento térmico final. Comparando-se os tamanhos de grão destas amostras, com os ciclos **CR1**, **CR2** e **CR3**, antes e após o tratamento térmico final, nota-se um aumento de 0,3, 0,6 e 1 (na numeração ASTM), respectivamente, com as perdas por histerese reduzindo em 2,40, 3,08 e 2,99 W/kg, respectivamente. Como o crescimento de grão é relativamente pequeno, este não parece ter uma influência pronunciada nestes resultados. A influência da redução dos precipitados (conforme Tabela 4.4) no aumento do desempenho do material é a causa principal da redução das perdas por histerese. A argumentação desta afirmação está mais evidente na discussão do efeito do tratamento térmico sobre o material *Full-Hard* (item 4.5.3), onde é apresentado que a variação do teor de cementita, em amostras com tamanhos de grão similares, possui grande influência nas perdas magnéticas.

Para os aços **UBC** sem encruamento, o teor de cementita é reduzido de 1,2 para 0,7% (vide Tabela 4.4). Todas amostras **UBC** sem encruamento apresentaram crescimentos de grãos após o tratamento térmico (diferentes para cada amostra), resultando em tamanhos de grãos finais similares entre estas amostras. As perdas por histerese destas amostras também são similares após o tratamento térmico final. A Tabela 4.7 quantifica o efeito do tratamento térmico sobre o crescimento de grão e as perdas por histerese das amostras do aço **UBC** sem encruamento.

Tabela 4.6: Tamanho de grão (TG) e perdas por histerese (P_h) das amostras do aço **BC** sem encruamento antes e após o tratamento térmico final (TT).

Amostra	TG s/ TT [ASTM]	TG c/ TT [ASTM]	Δ TG [ASTM]	P_h s/ TT [W/kg]	P_h c/ TT [W/kg]	ΔP_h [W/kg]
BC - CR1	10,1	9,8	0,3	8,66	6,26	2,40
BC - CR2	10,2	9,6	0,6	9,43	6,35	3,08
BC - CR3	10,6	9,6	1,0	9,50	6,51	2,99

Tabela 4.7: Tamanho de grão (TG) e perdas por histerese (P_h) das amostras do aço **UBC** sem encruamento antes e após o tratamento térmico final (TT).

Amostra	TG s/ TT [ASTM]	TG c/ TT [ASTM]	Δ TG [ASTM]	P_h s/ TT [W/kg]	P_h c/ TT [W/kg]	ΔP_h [W/kg]
UBC - CR1	8,5	7,1	1,4	6,14	3,90	2,24
UBC - CR2	9,7	7,6	2,1	6,74	3,87	2,87
UBC - CR3	10,1	7,2	2,9	7,18	3,96	3,21

A diferença entre o crescimento de grão destas amostras se deve aos diferentes tamanhos de grão antes do tratamento térmico final. Como discutido no item 4.3.2, este tamanho de grão poderia ser alcançado com apenas um ciclo de recozimento em caixa com temperaturas mais elevadas (ou tempo de encharque maior). A redução das perdas por histerese se deve ao crescimento de grão e à redução do teor de cementita destes aços, conforme discutido no item 4.5.3.

As perdas dinâmicas, Fig. 4.18(b), mostraram-se independente dos parâmetros de processo, mas dependentes da composição química do material. Os resultados de perdas dinâmicas dos aços sem encruamento, com e sem tratamento térmico final, são semelhantes (item 4.5.1). Assim, conclui-se que a composição química do aço **UBC** é mais favorável que a composição química dos aços **BC**. Há uma redução das perdas dinâmicas nos aços com encruamento e sem tratamento térmico, o que não é observado nos aços tratados, provavelmente devido ao método de separação das perdas, conforme discutido no item anterior. No item 2.2.2 é apresentado o efeito deletério do crescimento de grão nas perdas excedentes, conforme mostram as Fig. 2.6(b) [40] e Fig. 2.7 [41]. Porém, as amostras em estudo obtiveram uma faixa de tamanho de grão estreita de 10 a 5 ASTM (11,2 a 63,5 μm de diâmetro médio dos grãos), onde provavelmente não é notada a influência do tamanho de grão sobre este tipo de perdas, fazendo com que na análise das perdas dinâmicas este fenômeno não seja significativo. Hou [23], encontra um resultado similar para aços totalmente processados. Em seu estudo, a variação do tamanho de grão entre as amostras analisadas não foi expressiva, não sendo possível observar o aumento das perdas excedentes.

A Fig. 4.19 apresenta a permeabilidade magnética dos aços em estudo após o tratamento

térmico final. A permeabilidade magnética é beneficiada com o tratamento térmico, conforme pode ser observado comparando-se as Fig. 4.16 e 4.19. A Tabela 4.8 apresenta os valores de permeabilidade relativa a 1,5T e 60Hz das amostras sem encruamento, evidenciando o aumento da permeabilidade após o tratamento térmico final. Analisando as Fig. 4.16 e 4.19, nota-se que o tratamento térmico elimina o efeito do encruamento, sobre a permeabilidade magnética, observado nos aços não tratados. Os aços **UBC** possuem permeabilidade magnética superior aos aços **BC**, tendo a amostra **CR1 - UBC** com 3% de encruamento o melhor resultado para esta propriedade.

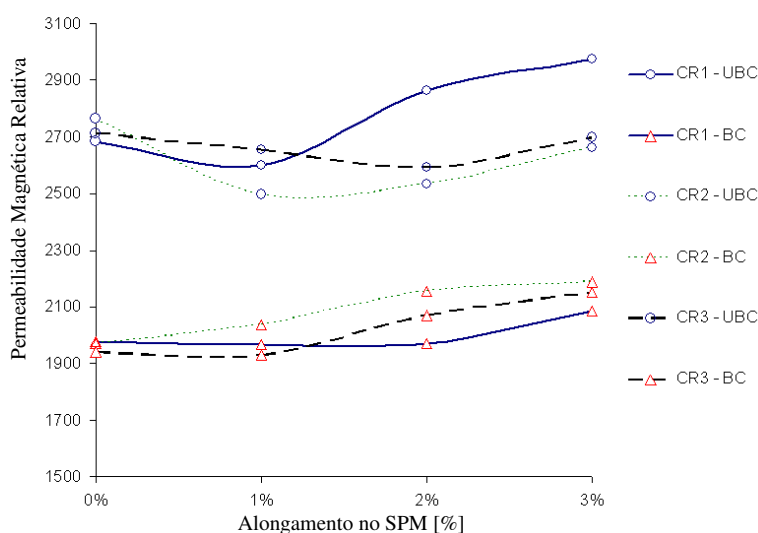


Figura 4.19: Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz com tratamento térmico.

A permeabilidade magnética se apresenta pouco dependente do encruamento com o tratamento térmico final e, conseqüentemente, pouco dependente do tamanho de grão. Isto pode ser observado na Fig. 4.19, onde não há uma forte tendência entre a permeabilidade e o alongamento. Isto também pode ser evidenciado ao analisar-se os aços **BC** sem encruamento. Conforme pode ser observado na Tabela 4.6, o crescimento de grão destas amostras é baixo. Porém, como pode ser observado na Tabela 4.8, há um ganho na permeabilidade do material. Nota-se que este ganho não possui relação direta com o crescimento de grão, ou seja, as amostras dos aços **BC** sem encruamento que possuíram maior crescimento de grão não obtiveram maior aumento de permeabilidade magnética. Com base na análise do material *Full-Hard* tratado no próximo item, é possível afirmar que a redução do teor de cementita possui maior impacto na permeabilidade do que o crescimento de grão.

Tabela 4.8: Permeabilidade magnética relativa a 1,5T e 60Hz ($\mu_{1,5T/60Hz}$) dos aços sem encruamento, antes e após o tratamento térmico final.

Grau de Aço	Ciclo de Recozimento	$\mu_{1,5T/60Hz}$ Não Tratada	$\mu_{1,5T/60Hz}$ Tratada	$\Delta\mu_{1,5T/60Hz}$
UBC	CR1	1626	2685	1059
	CR2	1638	2765	1127
	CR3	1695	2712	1017
BC	CR1	1364	1977	614
	CR2	1478	1973	494
	CR3	1519	1941	422

4.5.3 Caracterização Eletromagnética do Material *Full-Hard* Antes e Após o Tratamento Térmico Final

Os materiais *Full-Hard* possuem grãos extremamente alongados devido à alta deformação durante a laminação a frio (vide Fig. 4.12(a) e 4.12(b)). Tal deformação a frio deteriora as propriedades eletromagnéticas seguindo o mesmo princípio discutido para os aços sem tratamento térmico com diferentes reduções no SPM. Ao submeter o material em seu estado *Full-Hard* ao tratamento térmico final, tem-se a recrystalização e o crescimento de grão (vide Fig. 4.12(c) e 4.12(d)), que restauram as propriedades eletromagnéticas do material. A Tabela 4.9 apresenta os valores de perdas magnéticas totais e permeabilidade magnética a 1,5T e 60Hz antes e após o tratamento térmico final. Nota-se que há uma melhora considerável do material após o tratamento térmico, com a redução das perdas magnéticas em 73,1 e 66,4% e o aumento da permeabilidade magnética relativa em 933,6 e 622% para os aços **UBC** e **BC**, respectivamente.

Tabela 4.9: Propriedades magnéticas das amostras dos materiais *Full-Hard* antes e após o tratamento térmico final.

Grau de Aço	$P_{t1,5T/60Hz}$ [W/kg]		$\mu_{r1,5T/60Hz}$	
	Não tratado	Tratado	Não tratado	Tratado
UBC	27,46	7,38	271	2530
BC	33,10	11,11	345	2146

Com a avaliação do material *Full-Hard* tratado foi possível avaliar a influência dos precipitados de cementita sobre as perdas por histerese e a permeabilidade magnética. A Tabela 4.10 apresenta a comparação entre o tamanho de grão, perdas totais, perdas por histerese, perdas dinâmicas e permeabilidade magnética das amostras **UBC-CR1** e **BC-CR1** sem encruamento, com e sem tratamento térmico final, com os materiais *Full-Hard* após o tratamento térmico. Nota-se na Tabela 4.10 que apesar do tamanho de grão dos materiais *Full-Hard* tratados sejam similares aos tamanhos de grãos das amostras **UBC-CR1** e **BC-CR1** sem encruamento e não tratadas, há uma redução das perdas totais em 17,7 e 11%, respectivamente. A diferença en-

tre as amostras **UBC** e **BC** com ciclo **CR1** antes do tratamento térmico final e as amostras de material *Full-Hard* após o tratamento térmico final está no teor de cementita, que se apresenta menor no material *Full-Hard* tratado. Conforme pode ser observado na Tabela 4.10, as perdas por histerese são mais afetadas com a redução do teor de cementita, sendo reduzidas em 30,4 e 17,1% quando comparadas as amostras *Full-Hard* com as amostras **UBC** e **BC** sem encruamento antes do tratamento térmico final, respectivamente. Quanto à permeabilidade magnética, observa-se um aumento da mesma quando comparadas essas amostras. Então, a redução do teor de cementita provoca redução das perdas magnéticas e aumento da permeabilidade magnética.

Tabela 4.10: Comparação entre os materiais *Full-Hard* tratados e as amostras **UBC-CR1** e **BC-CR1** sem encruamento, com e sem tratamento térmico final.

Grau de Aço	Amostra	TG [ASTM]	$P_t 1,5T/60Hz$ [W/kg]	$P_h 1,5T/60Hz$ [W/kg]	$P_d 1,5T/60Hz$ [W/kg]	$\mu_{1,5T/60Hz}$
UBC	<i>Full-Hard</i> Tratada	8,3	7,38	4,27	3,11	2530
	CR1 0% Não Tratada	8,5	8,97	6,14	2,83	1626
	CR1 0% Tratada	7,1	6,88	3,90	2,98	2685
BC	<i>Full-Hard</i> Tratada	10,2	11,12	7,18	3,94	2146
	CR1 0% Não Tratada	10,1	12,49	8,66	3,83	1363
	CR1 0% Tratada	9,8	10,39	6,26	4,13	1977

A redução das perdas por histerese com o aumento do tamanho de grão é observada na Fig. 4.18(a), pois com o aumento do encruamento, após o tratamento térmico final, tem-se um aumento do tamanho de grão. Também nota-se essa influência comparando-se, na Tabela 4.10, a amostra **UBC-CR1** sem encruamento e tratada com a amostra tratada do aço **UBC** como *Full-Hard*. Ambas as amostras possuem teores de cementita similares, mas tamanhos de grão diferentes (8,3 para o material *Full-Hard* e 7,1 para amostra **UBC-CR1** sem encruamento e tratada, na numeração ASTM). A amostra **UBC-CR1** sem encruamento e tratada possui 3,90 W/kg de perdas por histerese e 2685 de permeabilidade magnética relativa. Quando estes valores são comparados com os valores da amostra tratada de material *Full-Hard* (4,27 W/kg de perdas por histerese e 2530 de permeabilidade magnética relativa), nota-se que o crescimento de grão tem influência positiva sobre as perdas por histerese e sobre a permeabilidade magnética relativa, porém esta influência é menor do que a redução do teor de cementita.

Para a produção do aço totalmente processado, seria necessário a redução do teor de cementita e um tamanho de grão satisfatório sem o tratamento térmico final. Mesmo para o aço **UBC**, que possui um teor de carbono baixo, a redução do teor de carbono para valores próximos de 10ppm (teor de carbono após tratamento térmico final) se mostra importante. Esse teor de carbono pode ser obtido na aciaria durante a descarbonetação no refinamento secundário (RH), aumentando-se o tempo de processamento. Como os precipitados ancoram os contornos de

grão, retardando o crescimento de grão durante o recozimento em caixa, a redução do teor de carbono na aciaria resultaria em tamanhos de grão maiores durante o recozimento em caixa. Assim, com essa ação esperar-se-ia que o aço totalmente processado obtivesse resultados eletromagnéticos similares aos resultados da amostra **CR1** sem encruamento e tratada.

A utilização do material *Full-Hard* pode ser interessante como solução de custo, pois não são agregados os custos dos processos de recozimento em caixa e da laminação de encruamento, tornando estes materiais mais baratos no mercado. A alta perda e a baixa permeabilidade magnética do material *Full-Hard*, quando não é aplicado um ciclo térmico sobre estes, torna impraticável sua aplicação direta em motores. Entretanto, como pode ser observado na Tabela 4.9, após o tratamento térmico final as perdas magnéticas são reduzidas e a permeabilidade magnética aumenta. O resultado do material **UBC** no estado *Full-Hard* após o tratamento térmico final (7,38 W/kg de perdas magnéticas e 2530 de permeabilidade magnética relativa) é similar ao melhor resultado encontrado para o aço **BC** (amostra com o ciclo **CR3**, 3% de encruamento e com o tratamento térmico final, tendo 7,06 W/kg de perdas magnéticas e 2151 de permeabilidade magnética relativa). O material **BC** no estado *Full-Hard* após o tratamento térmico final possui desempenho aquém do esperado, possuindo alta perda magnética. A estampabilidade do material *Full-Hard* pode ser comprometida devido à elevada dureza deste material, tornando necessário uma avaliação quanto à aplicação direta deste material no processo de corte dos motores.

4.5.4 Considerações sobre os Resultados Eletromagnéticos

Para qualificar os resultados obtidos, faz-se necessário ter conhecimento sobre as propriedades magnéticas de aços disponíveis no mercado. Landgraf [7] mostra os valores típicos de cinco aços elétricos produzidos pela indústria siderúrgica brasileira, os quais são apresentados na Tabela 4.11. Os resultados referentes às perdas magnéticas e permeabilidade magnética são expressos nas mesmas condições ensaiadas nesta dissertação: 1,5T à 60Hz. Entretanto, é importante observar que a espessura dos materiais apresentados por Landgraf é de 0,5mm, enquanto que a espessura das amostras aqui utilizadas é de 0,6mm². Esta diferença implica diretamente sobre as perdas por correntes induzidas de Foucault (vide equação (1.18)), as quais seriam reduzidas com a redução da espessura.

²A espessura do material é uma determinação do cliente, assim como outros requisitos, tais como largura e peso das bobinas. Nesta dissertação foram seguidas as dimensões de acordo com a requisição de alguns clientes da ArcelorMittal.

Tabela 4.11: Relação de aços para fins elétricos (e suas propriedades eletromagnéticas), produzidos pela indústria siderúrgica brasileira, apresentada por Landgraf [7].

	Espessura [mm]	Perdas a 1,5T/60Hz [W/kg]	Permeabilidade a 1,5T
Acesita E105*	0,5	3,08	—
Acesita E230AP*	0,5	4,65	2500
Usiminas U260**	0,5	5,04	1820
CSN 50450**	0,5	4,40	2000
CSN 55700-II**	0,5	5,10	2300

* - Aço totalmente processado

** - Aço semi processado

Dentre os materiais em estudo, os aços **UBC** apresentam os melhores resultados, sendo estes comparáveis com os da Tabela 4.11. A Tabela 4.12 mostra alguns dos resultados dos aços **UBC**, obtidos neste trabalho, como aços semi processados (com tratamento térmico final), totalmente processados (não tratados) e do material *Full-Hard* tratado. Observando a Tabela 4.12, nota-se que as amostras do aço semi processado **UBC** com 3% de encruamento possuem valores de propriedades eletromagnéticas próximos dos aços semi processados da Tabela 4.11. O aumento no tempo de encharque não possui grande influência sobre os resultados de perdas magnéticas dos aços semi processados, como pode ser observado na Fig. 4.17 e nos resultados obtidos com os ciclos **CR1** e **CR3**, para estas amostras, na Tabela 4.12. Portanto, para a obtenção de um aço elétrico semi processado com características similares às encontradas no mercado, pode-se optar pelo aços **UBC**, com o ciclo mais curto (visando menor custo) e 3% de alongamento no lamindor de encruamento. Salienta-se que a redução de espessura (de 0,50 para 0,60mm) reduziria as perdas magnéticas do material.

Tabela 4.12: Resultados obtidos com os aços **UBC**.

Amostra (Ciclo - Encruamento)	Espessura [mm]	Perdas a 1,5T/60Hz [W/kg]	Permeabilidade a 1,5T
CR1-0%*(Não Trat.)	0,6	8,97	1626
Full-Hard**	0,6	7,38	2530
CR1 - 0%** (Trat.)	0,6	6,88	2685
CR1 - 3%**	0,6	5,07	2973
CR3 - 3%**	0,6	5,23	2700

* - Aço totalmente processado

** - Aço semi processado

Para o aço totalmente processado, intuito deste trabalho, algumas considerações devem ser feitas. A amostra totalmente processada (**UBC-CR1** sem encruamento e não tratada) obteve resultados das propriedades eletromagnéticas de interesse aquém dos resultados da Tabela 4.11. No entanto, a amostra de *Full-Hard* e a amostra **CR1-0%**, como aços semi processados (tratadas), obtiveram melhores resultados eletromagnéticos do que a amostra de aço totalmente processado. O ganho em propriedades eletromagnéticas no tratamento térmico do material

Full-Hard se deve à redução do teor de cementita durante a descarbonetação. O crescimento de grão da amostra **UBC-CR1** sem encruamento após o tratamento térmico (vide Tabela 4.7) é responsável pela redução das perdas magnéticas quando se compara esta amostra com a amostra de *Full-Hard* tratada. A redução do teor de cementita pode ser realizada a partir da redução do teor de carbono na aciaria, para valores semelhantes ou inferiores aos obtidos pós tratamento térmico. Com a redução dos precipitados, espera-se obter tamanho de grãos maiores após o recozimento em caixa, pois estes retardam o crescimento de grão, conforme discutido anteriormente. Além disso, é possível alterar o ciclo **CR1**, aumentando a temperatura de encharque (ou o tempo de encharque) para obter tamanhos de grãos ainda maiores. Com isto, esperar-se-ia que o aço totalmente processado obtivesse um resultado eletromagnético próximo do resultado do aço **UBC-CR1** sem encruamento e tratado (6,88 W/kg de perdas magnéticas totais e 2685 de permeabilidade magnética relativa). A permeabilidade magnética estaria dentro do ofertado no mercado, mas as perdas magnéticas, provavelmente, ainda estariam um pouco acima. A redução de espessura de 0,6 para 0,5mm traria o resultado deste aço totalmente processado mais próximo dos resultados apresentados por Landgraf [7], tornando este material mais competitivo. A aprovação deste material no mercado dependeria do valor máximo de perdas magnéticas obtidas em relação ao valor máximo aceito pelos clientes, aliado ao benefício de utilizar o material sem o processamento no forno de tratamento térmico final.

Avaliando os resultados eletromagnéticos dos aços **BC**, conclui-se que estes não deveriam ser utilizados como aços totalmente processados. Para estes aços, encontraram-se perdas magnéticas superiores a 12W/kg e permeabilidade inferior a 1500, quando não tratados termicamente (totalmente processados). Estes materiais obtiveram resultados bastante aquém dos resultados apresentados na Tabela 4.11 e sua aplicação resultaria em produtos de baixa eficiência. Como aços semi processados, o melhor resultado encontrado para o aço **BC** foi da amostra com ciclo **CR3** e 3% de encruamento, resultando em 7,06 W/kg de perdas magnéticas e 2151 de permeabilidade magnética relativa. Embora a permeabilidade magnética esteja dentro do esperado pelo mercado, as perdas magnéticas estão acima dos valores praticados no mercado brasileiro. Sendo os aços **BC** mais baratos do que os aços **UBC**, sua aceitação no mercado como aços semi processados depende da relação custo/benefício aliada com o valor máximo de perdas magnéticas aceita pelo fabricante de dispositivos eletromagnéticos.

Após análise dos resultados, conclui-se que os aços **UBC** possuem propriedades eletromagnéticas superiores aos aços **BC**, como aços totalmente processados ou semi processados. O desempenho esperado do aço **UBC** totalmente processado é melhor que o obtido para a amostra de maior desempenho do aço **BC** semi processado. Isto torna o aço **UBC** totalmente processado vantajoso, uma vez que o tratamento térmico final pode ser suprimido. Para a produção de aços

totalmente processados, a constatação da influência negativa da laminação de encruamento, quando o aço não é submetido ao tratamento térmico, mostrou-se fundamental na definição deste parâmetro de processo. Embora seja necessário ajustes na aciaria e no recozimento em caixa, resultados satisfatórios podem ser obtidos para o aço **UBC**, acarretando em um ganho para os produtores de máquinas elétricas (ou demais dispositivos) com a eliminação do tratamento térmico final.

Considerações Finais

Devido à sua importância no funcionamento de dispositivos eletromagnéticos, aços para fins elétricos são objeto de diversos estudos que visam soluções de qualidade, custo e aplicação. Este trabalho realizou uma breve revisão da literatura sobre estes materiais, com o objetivo de estudar o desenvolvimento de aços para fins elétricos totalmente processados em recozimento em caixa, os quais são produzidos comumente em processo de recozimento contínuo. Para fabricantes de dispositivos eletromagnéticos a principal vantagem de se obter este material seria a eliminação do processo de tratamento térmico final utilizado nos aços semi processados.

Para alcançar o objetivo principal deste trabalho, foram definidos alguns objetivos metodológicos. Estes objetivos contemplam a produção de dois graus de aços (aço Ultra Baixo Carbono (**UBC**) e o aço Baixo Carbono (**BC**)), seus diversos processamentos ao longo da cadeia siderúrgica, tratamento térmico final típico de um produtor de máquinas elétricas e avaliação eletromecânica das amostras produzidas. Destes materiais, utilizou-se um total de 52 amostras que se diferenciaram pela composição química e/ou parâmetros de processamento. Dentre os fatores metodológicos abordados destacam-se: tratamento térmico do material *Full-Hard* e a variação do alongamento no laminador de encruamento. Com o tratamento térmico do material *Full-Hard*, foi possível identificar o ganho em propriedades magnéticas ao reduzir o teor de carbono dos aços **UBC**. A redução de carbono pode ser realizada na aciaria durante o processamento no refinamento secundário (RH). Com este processo, pode-se alcançar os mesmos valores obtidos após o tratamento térmico final de descarbonetação. Desta forma, tem-se ganhos nas perdas por histerese devido à redução dos precipitados de Fe_3C . Com o estudo da variação do alongamento, observou-se o efeito do encruamento sobre os aços totalmente processados. Com a aplicação do alongamento nestes aços, tem-se uma redução abrupta na permeabilidade magnética e elevação das perdas por histerese. Ao final do desenvolvimento do trabalho, obtiveram-se aços semi processados e aços totalmente processados que foram avaliados e comparados com os aços ofertados no mercado brasileiro.

Os aços semi processados foram produzidos para explorar a possibilidade de se atender o mercado deste tipo de aço e para que seus resultados eletromecânicos servissem para a comparação com os resultados dos aços totalmente processados. Como aços semi processados, os resultados obtidos mostram que os aços **UBC** possuem valores de propriedades eletro-

mecânicas competitivas no mercado. É possível seguir os parâmetros de processo apresentados nesta dissertação, para a produção de materiais de bom desempenho, utilizando-se ciclos de recozimento curtos para reduzir o custo do material. Os aços **BC** apresentaram desempenho menor quando comparados com os aços **UBC**. Como o preço no mercado dos aços **BC** é menor do que dos aços **UBC**, sua utilização por parte dos consumidores de aço é interessante na produção de dispositivos eletromagnéticos de menor valor agregado. A escolha entre a utilização destes aços depende do desempenho e do custo esperado do dispositivo final.

A comparação entre os resultados dos aços semi processados e totalmente processados foi fundamental, uma vez que desejou-se produzir um material com características similares, porém, sem a necessidade do tratamento térmico final. Com base nos resultados de perdas magnéticas e permeabilidade magnética das amostras totalmente processadas dos aços **BC**, conclui-se que este material não possui características comparáveis com o ofertado pelo mercado. As perdas magnéticas são elevadas e a permeabilidade magnética é baixa. Devido à sua composição química, principalmente o alto teor de carbono, uma melhora significativa nas propriedades eletromagnéticas dos aços **BC** totalmente processados com alterações de parâmetros de processo parece improvável. Porém, com este material há a possibilidade de se produzir um dispositivo de baixo rendimento energético com um preço reduzido devido ao preço mais baixo da matéria prima e a eliminação do tratamento térmico.

Para os aços **UBC** totalmente processados, objetivo principal deste trabalho, obtiveram-se bons resultados mecânicos. Entretanto, as propriedades eletromagnéticas ficaram aquém dos valores praticados no mercado. Conforme discutido no capítulo 4, a redução no teor de carbono do aço na aciaria, aliada com alteração no ciclo de recozimento em caixa, resultaria em um material com melhores propriedades eletromagnéticas. Com estas alterações, é esperado que o aço **UBC** totalmente processado possua desempenho superior ao do aço **BC** semi processado. Comparando o resultado esperado do aço **UBC** totalmente processado com os resultados obtidos para os aços **UBC** semi processados, notou-se que o valor da permeabilidade magnética seria similar entre estes aços, mas as perdas magnéticas do aço totalmente processado seriam um pouco mais elevadas que as perdas magnéticas dos aços **UBC** semi processados. Assim, o aço **UBC** totalmente processado apresenta-se vantajoso, pois é possível eliminar o tratamento térmico final e obter propriedades eletromecânicas satisfatórias.

Comparando-se os dois aços utilizados nesta dissertação, conclui-se que o aço **UBC** possui uma composição química mais favorável do que o aço **BC**. Este fato foi observado na avaliação das propriedades mecânicas e eletromagnéticas destes materiais ao longo do último capítulo. Assim, para a produção dos aços totalmente processado e semi processado, faz-se necessário

utilizar o aço **UBC**. No caso do aço totalmente processado, o baixo teor de carbono é o motivo principal na escolha deste aço.

Algumas investigações acerca das características dos aços para fins elétricos não foram possíveis de serem conduzidas. Para futuros trabalhos, sugerem-se alguns estudos complementares não abordados nesta dissertação:

- i. - **Camada de Óxido:** Nesta dissertação foram avaliadas apenas a uniformidade e a composição química desta camada. Propõe-se um estudo do efeito desta camada sobre as perdas magnéticas de motores confeccionados com os aços aqui estudados.
- ii. - **Estampagem:** Embora as propriedades mecânicas dos aços em estudo estejam próximas dos valores de propriedades mecânicas dos aços atualmente ofertados no mercado, um estudo do processo de corte é interessante para avaliar a formação de rebarbas e rendimento deste processo. Esta avaliação pode ser estendida para verificar a estampabilidade do material *Full-Hard*.
- iii. - **Rendimento de Motores:** Neste trabalho foi apresentada a diferença entre as propriedades eletromecânicas de dois graus de aços com diferentes parâmetros de processo. Propõe-se estudar a diferença de rendimento do produto final confeccionado com os diferentes aços desta dissertação, e assim verificar se o rendimento final do produto acompanha os resultados apresentados.
- iv. - **Saturação Magnética:** Em projetos de dispositivos eletromagnéticos são utilizadas as curvas de magnetização dos materiais para o dimensionamento do equipamento. Avaliar a diferença nas curvas de magnetização, principalmente para altas induções (1,7T / 1,8T), pode definir com maior clareza qual o melhor material e condição de processo para determinadas aplicações.
- v. - **Composição Química:** As composições químicas dos aços desta dissertação foram pré-definidas. Estudar a alteração de certos elementos químicos para melhorar o desempenho dos aços totalmente processados é um caminho possível para se obter resultados eletromagnéticos mais competitivos no mercado.

O objetivo do trabalho foi alcançado embora os resultados eletromagnéticos obtidos dos aços totalmente processados não foram os esperados. Porém, alterações que impactem positivamente as propriedades dos materiais foram apresentadas e discutidas, mostrando que é possível obter aços competitivos com o mercado em custo e qualidade.

Referências Bibliográficas

- 1 INSTITUTO AÇO BRASIL. *Produção Anual de Aços no Brasil*.
<http://www.acobrasil.org.br/>, Março 2010.
- 2 HAYT, J. W. H.; BUCK, J. A. *Engineering Electromagnetics*. 6. ed. New York - USA: McGraw-Hill, 2001.
- 3 SADIKU, M. N. O. *Elements of Electromagnetics*. 3. ed. New York - USA: Oxford University Press, 2000.
- 4 NEFF JR, H. P. *Introductory Electromagnetics*. 1. ed. New York - USA: John Wiley & Sons, 1991.
- 5 BASTOS, J. P. A. *Eletromagnetismo para Engenharia Elétrica: Estática e Quase-Estática*. 1. ed. Florianópolis: Editora da UFSC, 2004.
- 6 FITZGERALD, A. E.; KINGSLEY JR, C.; UMANS, S. D. *Electric Machinery*. 6. ed. New York - USA: McGraw-Hill, 2003.
- 7 LANDGRAF, F. J. G. Propriedades magnéticas em aços para fins elétricos. In: _____. *Aços: perspectivas para os próximos 10 anos*. 1. ed. Rio de Janeiro: [s.n.], 2002. p. 109–208.
- 8 LITTMANN, M. F. Iron and silicon - iron alloys. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 7, n. 1, p. 48–60, Março 1971.
- 9 ANJOS, M. S. et al. Um estudo do efeito do silício nas propriedades magnéticas em aços para fins elétricos. *Congresso Brasileiro de Eletromagnetismo*, p. 879 – 881, Setembro 2008. Anais do 8º Congresso Brasileiro de Eletromagnetismo - CBMAG.
- 10 BASSO, V.; BERTOTTI, G. Hysteresis models for the description of domain wall motion. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 32, n. 5, p. 4210–4212, Setembro 1996.
- 11 BERTOTTI, G.; FIORILLO, F. Power losses and domain structure dynamics in 3% sife single crystals. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 20, n. 5, p. 1475–1477, Setembro 1984.
- 12 BERTOTTI, G. General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 24, n. 1, p. 621– 630, Janeiro 1988.
- 13 GOURISHANKAR, V. *Electro-Mechanical Energy Conversion*. 6. ed. Pennsylvania - USA: International Textbook Company, 1965.
- 14 SINNECKER, J. P. Materiais magnéticos doces e materiais ferromagnéticos amorfos. *Revista Brasileira de Ensino de Física*, v. 22, n. 3, p. 396 – 405, Setembro 2000.
- 15 BERTOTTI, G.; FIORILLO, F.; SASSI, M. P. A new approach to the study of loss anomaly in sife. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 17, n. 6, p. 2852 – 2856, Novembro 1981.

- 16 CAMPOS, M. F.; FALLEIROS, I. G. S.; LANDGRAF, F. J. G. Análise crítica do modelo das perdas em excesso. *Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, v. 58, p. 2237 – 2246, Julho 2003.
- 17 MEURER, E. J. et al. Análise e comparação de aparelhos para medidas de perdas magnéticas em lâminas de aço ao silício. *MOMAG*, p. 1 – 5, Agosto 2004. Anais do MOMAG 2004.
- 18 MENDES, F. B. R. Análise de medidas de perdas magnéticas em lâminas de aço ao silício. Março 2004. Dissertação de mestrado em Eng. Elétrica - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina.
- 19 ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR 5161: Produtos Laminados Planos de Aço para Fins Elétricos - Verificação das Propriedades*. ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, Av. Treze de Maio, 13-28º Andar, Rio de Janeiro - Brasil, 1977. Revalidada em maio de 1996.
- 20 MOURÃO, M. B. et al. *Introdução à Siderurgia*. 1. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2007.
- 21 CALLISTER, J. W. D. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 7. ed. New York - USA: John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- 22 MOSES, A. J. Electrical steel: Past, present and future developments. *IEEE Proceedings*, v. 137, n. 5, p. 233–245, Setembro 1990.
- 23 HOU, C. K. The effects of grain size on the magnetic properties of fully processed, continuous-annealed low-carbon electrical steels. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 32, n. 2, p. 471–477, Março 1996.
- 24 YEADON, W. H.; YEADON, A. W. *Handbook of Small Electric Motors*. 1. ed. New York - USA: McGraw-Hill, 2001.
- 25 CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros Fundidos*. 4. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1981.
- 26 JENKINS, K.; LINDENMO, M. Precipitates in electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 320, p. 2423–2429, Abril 2008.
- 27 MARRA, K. M.; ALVARENGA, E. A.; BUONO, V. T. L. Magnetic aging anisotropy of a semi-processed non-oriented electrical steel. *Materials Science and Engineering*, v. 390, p. 423–426, Janeiro 2005.
- 28 CAMPOS, M. F. de; EMURA, M.; LANDGRAF, F. J. Consequences of magnetic aging for iron losses in electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 304, p. e593 – e595, Setembro 2006.
- 29 MARRA, K. M.; ALVARENGA, E. A.; BUONO, V. T. L. Magnetic losses evolution of a semi-processed steel during forced aging treatments. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 320, p. e631–e634, Abril 2008.
- 30 SOUZA, S. A. de. *Composição Química dos Aços*. 1. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher LTDA., 1989. 2ª reimpressão - 2006.

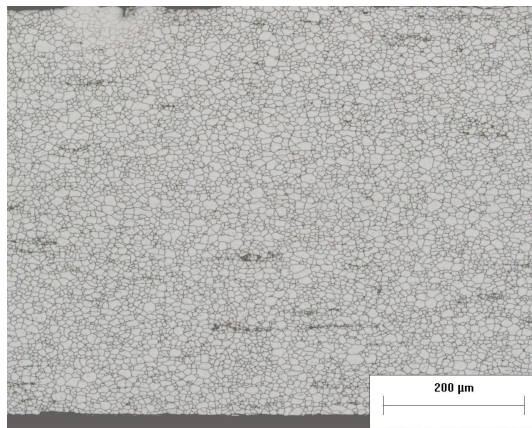
- 31 HOU, C.-K. Effect of silicon on the loss separation and permeability of laminated steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 162, p. 280–290, Setembro 1996.
- 32 PARK, J. T.; WOO, J. S.; CHANG, S. K. Effect of phosphorus on the magnetic properties of non-oriented electrical steel containing 0.8 wt% silicon. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 182, p. 381–388, Março 1998.
- 33 TANAKA, I.; YASHIKI, H. Magnetic properties and recrystallization texture of phosphorus-added non-oriented electrical steel sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 304, p. e611–e613, Setembro 2006.
- 34 HOU, C.-K.; HU, C.-T.; LEE, S. The effect of aluminum on the magnetic properties of lamination steels. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 27, n. 5, p. 4305–4309, Setembro 1991.
- 35 NAKAYAMA, T.; HONJOU, N. Effect of aluminum and nitrogen on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 213, p. 87–94, Abril 2000.
- 36 RASTOGI, P. K. Effect of manganese and sulfur on the texture and magnetic properties of non-oriented steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, v. 13, n. 5, p. 1448–1450, Setembro 1977.
- 37 NAKAYAMA, T. et al. Effects of manganese and sulfur contents and slab reheating temperatures on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 234, p. 55–61, Agosto 2001.
- 38 HOU, C.-K. Effects of sulfur content and slab reheating temperature on the magnetic properties of fully processed nonoriented electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 320, p. 1115–1122, Março 2008.
- 39 STEPHENSON, E. T.; MARDER, A. R. The effects of grain size on the core loss and permeability of motor lamination steel. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 22, n. 2, p. 101–106, Março 1986.
- 40 BERTOTTI, G. et al. On the effect of grain size on magnetic losses of 3% non-oriented sife. *Journal de Physique*, v. 46, n. 9, p. 385–388, Setembro 1985.
- 41 SHIMAZU, T.; SHIOZAKI, M. Effects of grain size and frequency on eddy current loss in si-fe sheets. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 26, n. 5, p. 1972–1974, Setembro 1990.
- 42 LANDGRAF, F. J. G.; TAKANOHASHI, R.; CAMPOS, M. F. de. Tamanho de grão e textura de aços elétricos de grão não orientado. In: _____. *Textura e Relações de Orientação*. 2. ed. São Paulo: Tecart Editora Ltda., 2003. p. 212–246.
- 43 GOSS, N. P. Electrical sheet and method for its manufacture and test. *U.S. Patent 1965559*, 1934.
- 44 HUANG, B. Y. et al. Effect of cold-rolling on magnetic properties of non-oriented silicon steel sheets. *Magnetics Conference, 1999. Digest of INTERMAG 99. 1999 IEEE International*, p. BD–10, Maio 1999.
- 45 SHIOZAKI, M.; KUROSAKI, Y. Anisotropy of magnetic properties in non-oriented electrical steel sheets. *Textures and Microstructures*, v. 11, p. 159–170, 1989.

- 46 HUANG, B. Y. et al. Effect of cold-rolling on magnetic properties of non-oriented silicon steel sheets (part ii). *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 209, p. 197–200, Fevereiro 2000.
- 47 KUROSAKI, Y. et al. Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 320, p. 2474–2480, Outubro 2008.
- 48 BAUDOUIN, P. et al. The effect of the guillotine clearance on the magnetic properties of electrical steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, v. 256, p. 32–40, Janeiro 2003.
- 49 LOISOS, G.; MOSES, A. J. Effect of mechanical and nd:yag laser cutting on magnetic flux distribution near the cut edge of non-oriented steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 161, p. 151–155, Abril 2005.
- 50 MEURER, E. J. Estudo das perdas magnéticas interlaminares em máquinas elétricas. Março 2008. Dissertação de mestrado em Eng. Elétrica - Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina.
- 51 COOMBS, A. et al. Review of the types, properties, advantages, and latest developments in insulating coatings on nonoriented electrical steels. *IEEE Transaction on Magnetics*, v. 37, n. 1, p. 544–557, Janeiro 2001.
- 52 LECO DO BRASIL. *LECO CS-600*. <http://www.leco.com/>, Dezembro 2009.
- 53 ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E1019-08: Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques*. 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, United States, 2008.
- 54 VARIAN, INC. *Varian Vista-MPX Inductively Coupled Plasma Optical Emission Spectrometer (ICP-OES)*. <http://www.varianinc.com/>, Dezembro 2009.
- 55 ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E350-95: Standard Test Methods for Chemical Analysis of Carbon Steel, Low-Alloy Steel, Silicon Electrical Steel, Ingot Iron, and Wrought Iron*. 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, United States, 1995. Revalidada em 2005.
- 56 SOUZA, S. A. de. *Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos*. 5. ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher LTDA., 1982. 6ª reimpressão - 1995.
- 57 INSTRON BRASIL. *Máquina Universal de Ensaaios - Instron 5585*. <http://www.instron.com.br/>, Dezembro 2009.
- 58 ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR 6673: Produtos Planos de Aço - Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração*. Av. Treze de Maio, Rio de Janeiro - Brasil, Julho 1981.
- 59 WILSON INSTRUMENTS. *Durômetro Rockwell 2001T*. <http://www.wilsoninstruments.com/>, Dezembro 2009.
- 60 ABNT - ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR NM 146-1: Parte 1: Medição da Dureza Rockwell (Escala A, B, C, D, E, F, G, H e K) e Rockwell Superficial (Escala 15N, 30N, 45N, 15T, 30T e 45T)*. Av. Treze de Maio, Rio de Janeiro - Brasil, Dezembro 1998.

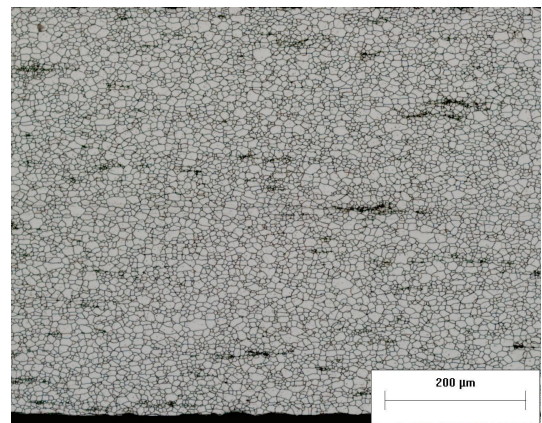
- 61 OLYMPUS. *Olympus BX 51 M*. <http://www.microscopy.olympus.eu/microscopes/>, Dezembro 2009.
- 62 ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E112-96: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, United States, 1996. Reaprovada em 2004.
- 63 ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E45-05: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, United States, 2005.
- 64 JEOL LTD. *JSM-6360*. <http://www.thermo.com/>, Dezembro 2009.
- 65 THERMO FISHER SCIENTIFIC. *Noran System SIX*. <http://www.thermo.com/>, Dezembro 2009.
- 66 BROCKHAUS MESSTECHNIK. *Electrical Steel Tester MPG*. <http://www.brockhaus.net/>. Último acesso em 27/07/2009.
- 67 MA, Q. long et al. Effect of temper rolling on tensile properties of low-si al-killed sheet steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, v. 16, n. 3, p. 64–67, Maio 2009.
- 68 ARCELORMITTAL INOX. *Catálogo de Aços para Fins Elétricos*. <http://www.arcelormittalinoxbrasil.com.br>, Janeiro 2010.
- 69 ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E 140-05: Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness and Scleroscope Hardness*. 100 Barr Harbor Drive, West Conshohocken, United States, 2005.

APÊNDICE A – Análise Metalográfica Sem Tratamento Térmico

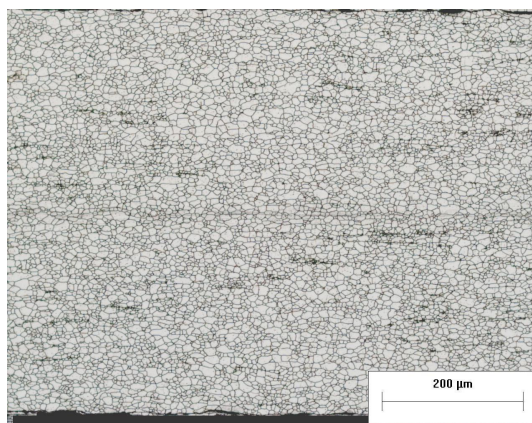
Aço Baixo Carbono



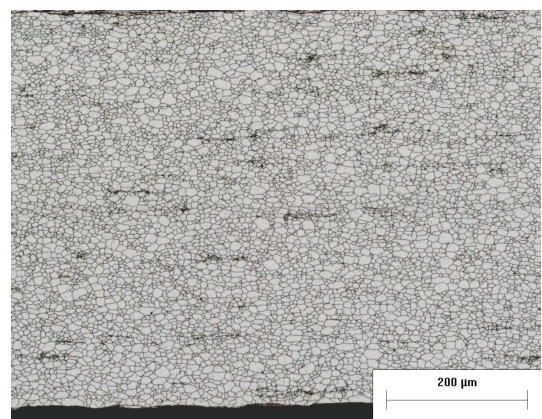
(a) CR3 - BC - Sem Encruamento



(b) CR3 - BC - 1%



(c) CR3 - BC - 2%



(d) CR3 - BC - 3%

Figura A.1: Análise metalográfica de tamanho de grão para o aço baixo carbono com ciclo **CR3**. Tamanho de grão 10,6 ASTM

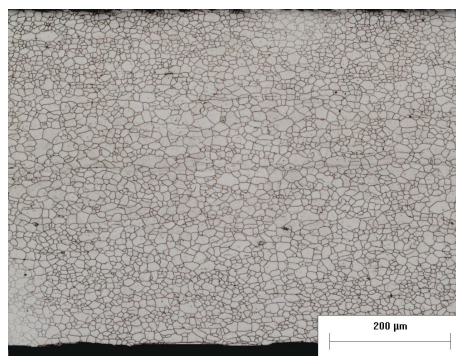
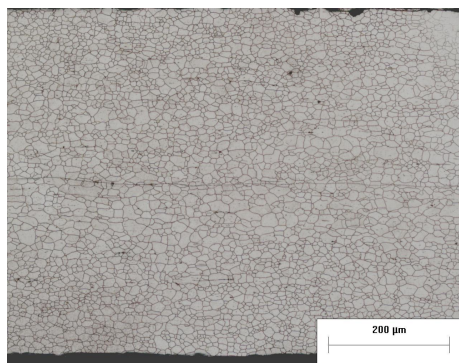
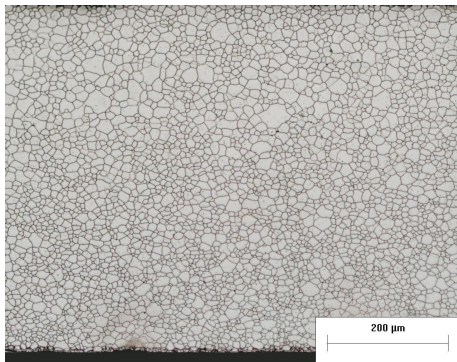
Aço Ultra Baixo Carbono**(a) CR3 - UBC - Sem Encruamento****(b) CR3 - UBC - 1%****(c) CR3 - UBC - 2%****(d) CR3 - UBC - 3%**

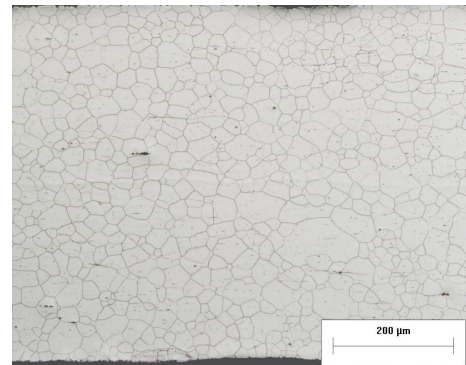
Figura A.2: Análise metalográfica de tamanho de grão para o aço ultra baixo carbono com ciclo **CR3**. Tamanho de grão 10,1 ASTM.

APÊNDICE B – Análise Metalográfica Após Tratamento Térmico

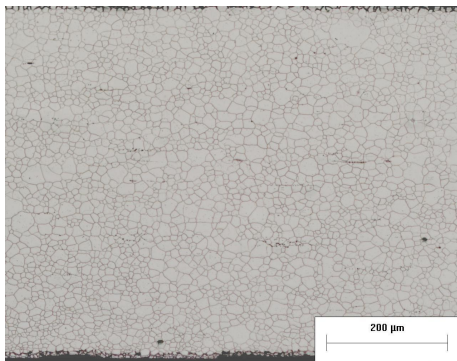
Amostras Sem Encruamento



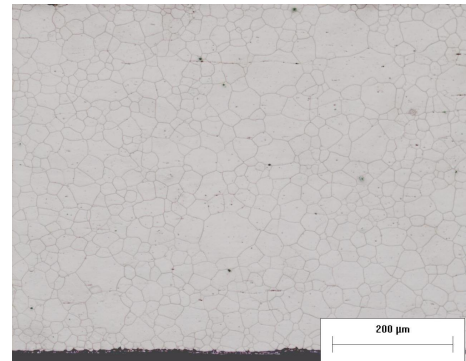
(a) CR1 - BC (TG 9,8 ASTM)



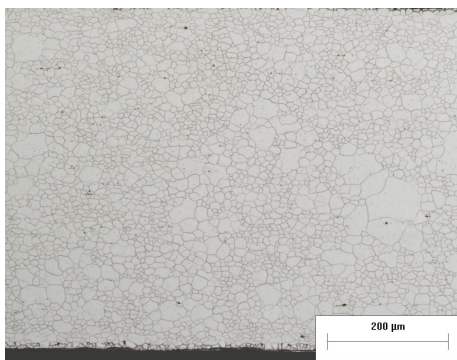
(b) CR1 - UBC (TG 7,1 ASTM)



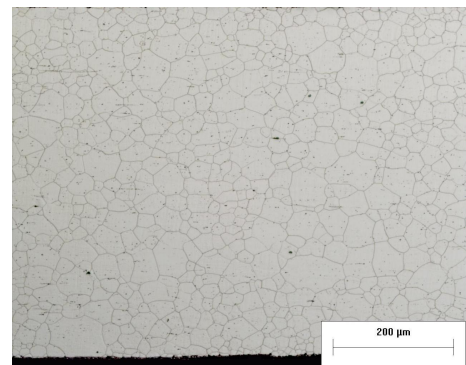
(c) CR2 - BC (TG 9,6 ASTM)



(d) CR2 - UBC (TG 7,6 ASTM)



(e) CR3 - BC (TG 9,6 ASTM)



(f) CR3 - UBC (TG 7,2 ASTM)

Figura B.1: Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços sem encruamento. Aumento de 100x.

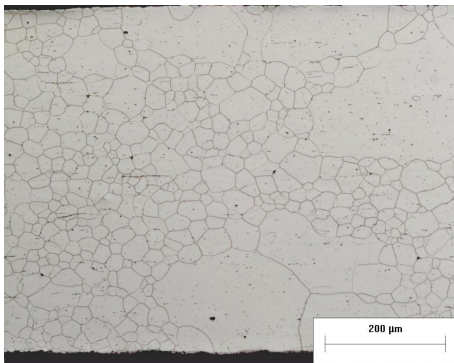
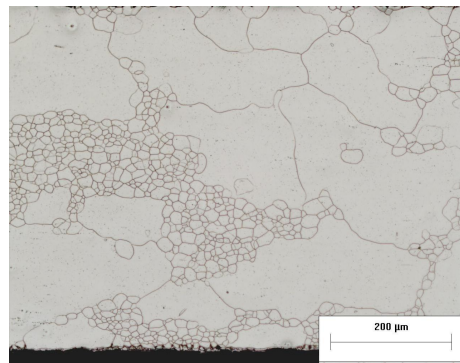
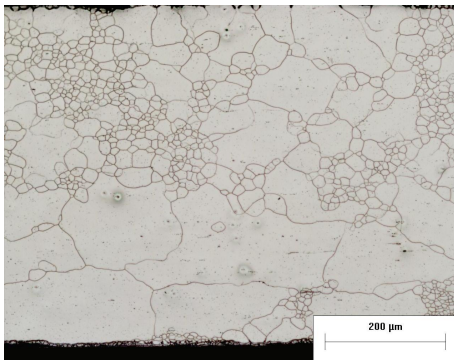
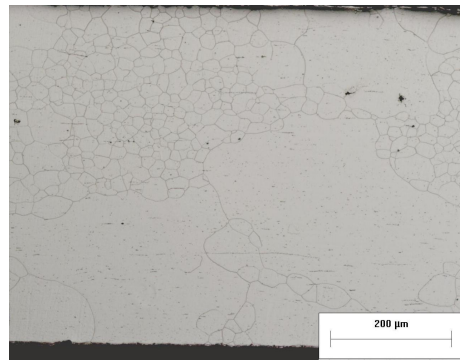
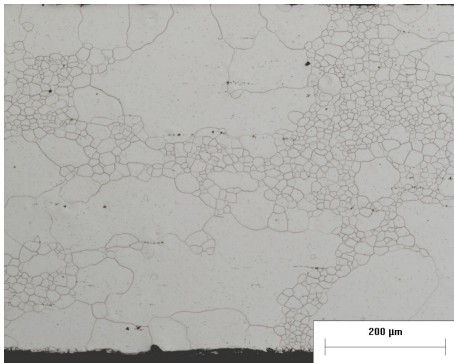
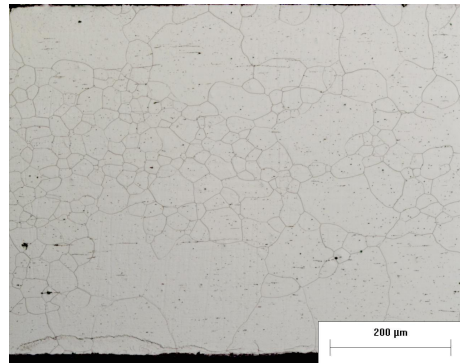
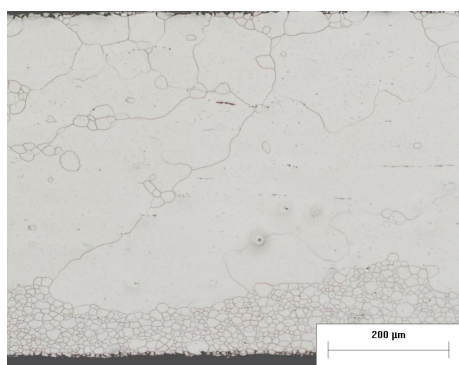
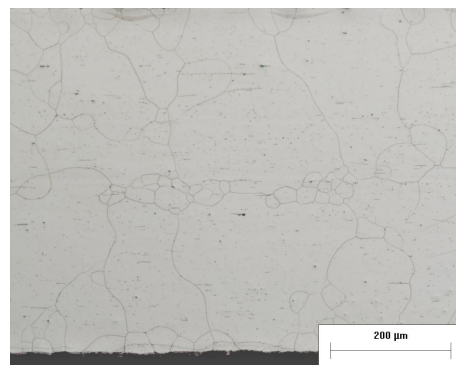
Amostras com 1% de Encruamento**(a) CR1 - BC (TG 6,2 ASTM)****(b) CR1 - UBC (TG 7,0 ASTM)****(c) CR2 - BC (TG 6,6 ASTM)****(d) CR2 - UBC (TG 5,7 ASTM)****(e) CR3 - BC (TG 6,8 ASTM)****(f) CR3 - UBC (TG 5,1 ASTM)**

Figura B.2: Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 1% de encruamento. Aumento de 100x.

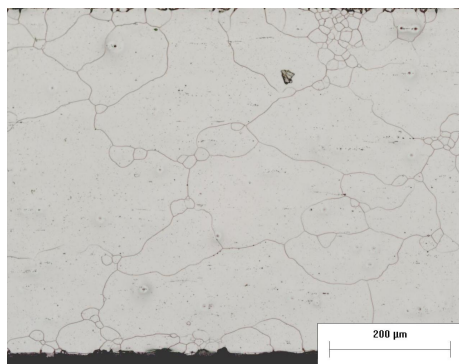
Amostras com 2% de Encruamento



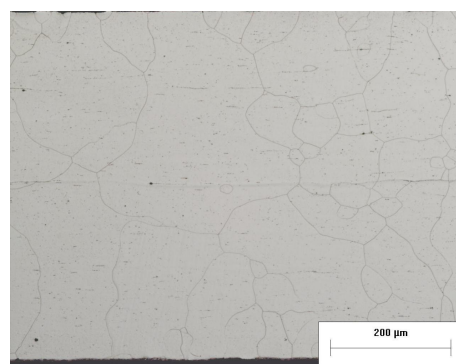
(a) **CR1 - BC** (TG 6,4 ASTM)



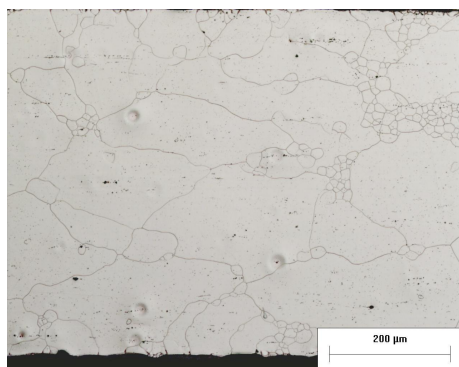
(b) **CR1 - UBC** (TG 4,0 ASTM)



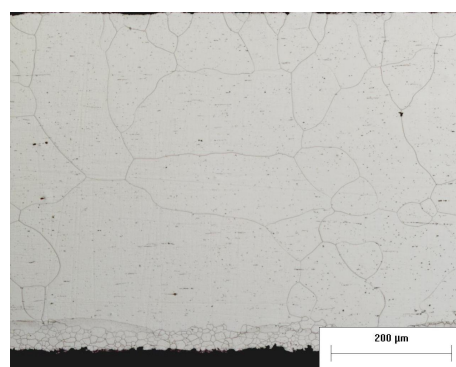
(c) **CR2 - BC** (TG 4,8 ASTM)



(d) **CR2 - UBC** (TG 3,4 ASTM)



(e) **CR3 - BC** (TG 4,1 ASTM)



(f) **CR3 - UBC** (TG 4,2 ASTM)

Figura B.3: Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 2% de encruamento. Aumento de 100x.

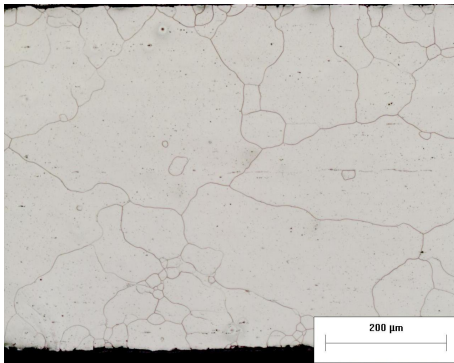
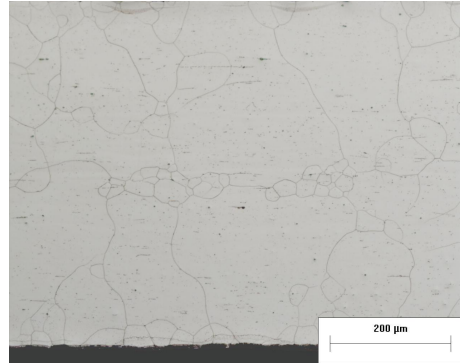
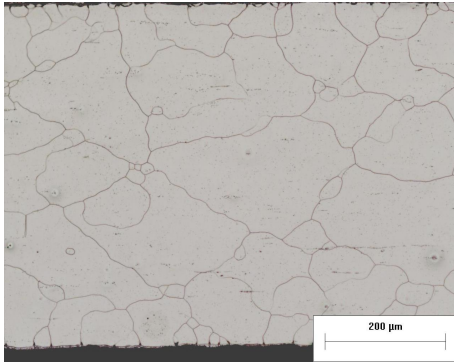
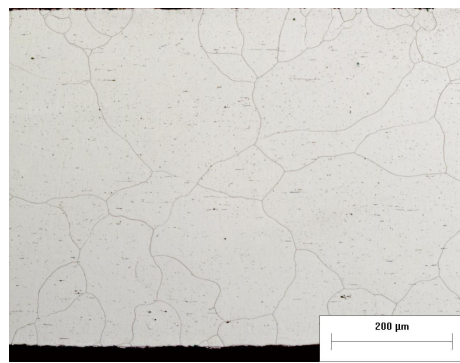
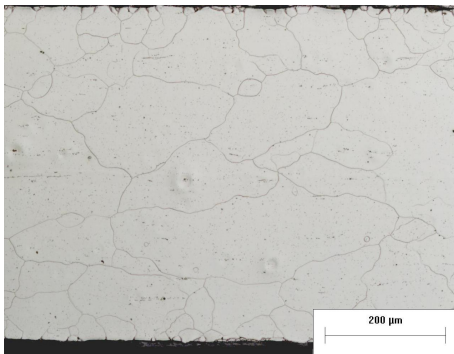
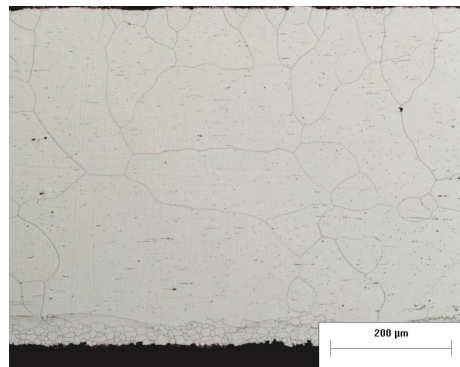
Amostras com 3% de Encruamento**(a) CR1 - BC (TG 3,7 ASTM)****(b) CR1 - UBC (TG 3,8 ASTM)****(c) CR2 - BC (TG 4,3 ASTM)****(d) CR2 - UBC (TG 3,2 ASTM)****(e) CR3 - BC (TG 4,2 ASTM)****(f) CR3 - UBC (TG 4,8 ASTM)**

Figura B.4: Análise metalográfica de tamanho de grão para os aços com 3% de encruamento. Aumento de 100x.